



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**STRUKTURA A VLASTNOSTI SVAROVÉHO
SPOJE TIAL6V4/6061 ZHOTOVENÉHO
TECHNOLOGIÍ ELEKTRONOVÉHO PAPRSKU**

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINT TIAL6V4 / 6061 MADE BY ELECTRON
BEAM TECHNOLOGY

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Michael Král

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

BRNO 2017

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Bc. Michael Král**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.**
Akademický rok: 2016/17

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č. 111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Struktura a vlastnosti svarového spoje TiAl6V4/6061 zhotoveného technologií elektronového paprsku

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

V rámci DP se student bude podílet na vývoji technologie svařování titanové a hliníkové slitiny s využitím technologie EB. V první fázi se bude jednat o vývoj takové technologie, která zaručí integritu svarového spoje; v navazující části se bude jednat o vývoj tepelného zpracování po svařování. Hodnocení spojů se bude opírat o metalografické techniky (OM, SEM) a o měření tvrdosti.

Cíle diplomové práce:

Cílem diplomové práce bude zjistit vliv parametrů nastavení elektronového svazku (UA, IB, d, spot) na integritu, mikrostrukturu a tvrdost (mikrotvrdost) heterogenních svarových spojů 8 mm silných plechů z titanové slitiny Ti6Al4V a z hliníkové slitiny 6061.

Seznam literatury:

LIENERT, T., SIEWERT, T., BABU, S. and ACOFF, V. editors. ASM Handbook, Volume 6A, Welding Fundamentals and Processes, ASM International, 2011, 700 s, ISBN 978-1-61503-133-70.

HRIVŇÁK I. Zváranie a zvariteľnosť materiálov, Bratislava: STU, 2009, 486s., ISBN 978-80-227-3167-6.

SAMBASIVA R. et al. Microstructure and tensile properties of dissimilar metal gas tungsten arc welding of aluminium to titanium alloy. Materials Science and Technology 2011, vol. 27, No. 1, p.65, ISSN 0267-0836.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17.

V Brně, dne 8. 11. 2016



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Titanové a hliníkové slitiny patří díky svým fyzikálním a mechanickým vlastnostem v současnosti po ocelích mezi nejpoužívanější konstrukční materiály. Pro zlepšení vlastností celé konstrukce je nutné tyto slitiny spojovat, což přináší nemalé obtíže. Zejména svařování hliníkové a titanové slitiny je velmi obtížné z důvodu vzniku nežádoucích intermetalických fází ve svaru. Tato práce se zabývá vlivem parametrů svařování pomocí elektronového svazku, zejména zaostřením a vychýlením svazku a vlivem předehřevu na výslednou jakost heterogenního spoje titanové slitiny Ti6Al4V a hliníkové slitiny EN AW-6061 – T651. V práci je popsána příprava svarových a pájených heterogenních spojů, které jsou následně vyhodnoceny světelnou mikroskopií, rastrovací elektronovou mikroskopií a pomocí EDS analýzy chemického složení. Ve svarech je hodnocena přítomnost a složení vzniklých intermetalických fází a u pájených spojů je hodnocena jakost spoje a vzniklé vady.

Klíčová slova

svařování elektronovým svazkem, slitiny titanu, slitiny hliníku, intermetalické fáze, pájené spoje

ABSTRACT

Titanium and aluminium alloys are among the most used construct materials due to their physical and mechanical properties except steels. The joining of these alloys can improve properties of whole construction but it is still difficult task. Especially welding of titanium and aluminium alloys is difficult cause formation of undesirable intermetallic phases in the weld. This thesis focuses on influences of electron beam welding parameters especially focusing and deflection of beam and preheating of base material to quality of heterogeneous join of titanium alloy Ti6Al4V and aluminium alloy EN AW-6061 – T651. There is described preparation of welded joins and brazed joins in the thesis, which are evaluated by light microscopy, scanning electron microscopy and EDS analysis of chemical composition. There was evaluated presence and chemical composition of formed intermetallic phases in the welded joins and quality and defects in the brazed joins.

Key words

electron beam welding, titanium alloys, aluminum alloys, intermetallic phases, brazed joins

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

KRÁL, M. *Struktura a vlastnosti svarového spoje TiAl6V4/6061 zhotoveného technologií elektronového paprsku*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 71 s. Vedoucí diplomové práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci vypracoval samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citoval.

V Brně dne 25. 5. 2017

Michael Král

PODĚKOVÁNÍ

Rád bych poděkoval mému vedoucímu prof. Ing. Rudolfu Foretovi, CSc. za odborné vedení a dohled v průběhu celé práce. Dále bych chtěl poděkovat Ing. Petru Havlíkovi za odbornou pomoc v průběhu experimentálních prací. Poděkovat bych chtěl také zaměstnancům Ústavu materiálových věd a inženýrství za provedené analýzy. V neposlední řadě bych chtěl poděkovat svojí rodině a přítelkyni za podporu v průběhu celého studia.

Obsah

1	Úvod.....	- 3 -
2	Cíle diplomové práce	- 4 -
3	Literární přehled.....	- 5 -
3.1	Přehled nejpoužívanějších metody svařování.....	- 5 -
3.2	Svařování elektronovým svazkem	- 7 -
3.2.1	Princip svařování elektronovým svazkem	- 7 -
3.2.2	Zařízení pro svařování elektronovým svazkem	- 9 -
3.2.3	Parametry svařování elektronovým svazkem.....	- 11 -
3.3	Svařování laserovým svazkem.....	- 13 -
3.3.1	Základní princip vzniku laserového svazku.....	- 14 -
3.3.2	Interakce laserového záření s kovem	- 15 -
3.4	Porovnání svařování elektronovým a laserovým svazkem.....	- 16 -
3.5	Svařování slitin hliníku	- 17 -
3.5.1	Rozdělení slitin hliníku	- 18 -
3.5.2	Popis slitiny 6061	- 19 -
3.5.3	Svařitelnost slitin hliníku	- 20 -
3.6	Svařování slitin titanu	- 21 -
3.6.1	Rozdělení slitin titanu	- 22 -
3.6.2	Popis slitiny Ti6Al4V	- 23 -
3.6.3	Svařitelnost slitin titanu.....	- 23 -
3.7	Heterogenní svarové spoje Ti/Al	- 26 -
3.7.1	Pájené spoje Ti/Al.....	- 28 -
4	Popis experimentu.....	- 31 -
4.1	Svařování elektronovým svazkem	- 31 -
4.2	Použité materiály	- 32 -
4.2.1	Slitina titanu	- 32 -
4.2.2	Slitina hliníku.....	- 33 -
4.3	Popis vzorků pro svařování.....	- 34 -
4.4	Parametry svařování	- 35 -
4.5	Příprava metalografických vzorků.....	- 36 -
5	Výsledky experimentálních prací.....	- 37 -
5.1	Vzorky 0 a I	- 37 -
5.2	Vzorek II.....	- 39 -
5.3	Vzorek III.....	- 42 -

5.4	Vliv fokusace na šířku přetavené oblasti a TOO	- 45 -
5.5	Vzorek 0,4.....	- 46 -
5.6	Vzorek 0,5.....	- 50 -
5.7	Vzorek 0,6.....	- 52 -
5.8	Vzorek 0,5+	- 55 -
6	Diskuze výsledků	- 60 -
7	Závěry	- 63 -
8	Použitá literatura	- 64 -
	Seznam použitých zkratk	- 67 -
	Seznam použitých symbolů	- 68 -
	Seznam obrázků	- 69 -
	Seznam tabulek	- 71 -

1 Úvod

V automobilovém a zejména v leteckém průmyslu je kladen velký důraz na ekonomičnost, efektivitu a v poslední době zejména na ekologii provozu zařízení. Jednou z možností jak těmto požadavkům vyhovět je snížení hmotnosti celé konstrukce. Proto se v poslední době nejen v těchto odvětvích průmyslu čím dál více prosazují neželezné kovy a jejich slitiny. S výhodou lze využít více materiálů se specifickými vlastnostmi na jednu konstrukci. V tomto ohledu hraje spojení hliníkové a titanové slitiny zásadní roli. Hliník použitý na méně namáhané komponenty sníží hmotnost celého zařízení, při zachování dobré pevnosti. Titan díky své vysoké specifické pevnosti, použitý na silně namáhané části zvýší jejich pevnost a korozní odolnost. Mimo zvýšení efektivity zařízení může být snížena i výsledná cena, protože dražší pevnější kov je nahrazen lehčím a levnějším kovem. [1, 2, 3]

Co se týká leteckého průmyslu, jsou hliník a jeho slitiny nenahraditelné, používá se na plechy pro výrobu trupu a křídel letadel. V automobilovém průmyslu se používá zejména na skříň motorů, hlavy válců, hnací komponenty a další vybavení interiéru vozidla. [4] Slitiny titanu se nejčastěji díky svým vlastnostem používají v leteckém průmyslu na rámy letadel, součásti proudových motorů v nízkoteplotním stupni apod. [5]

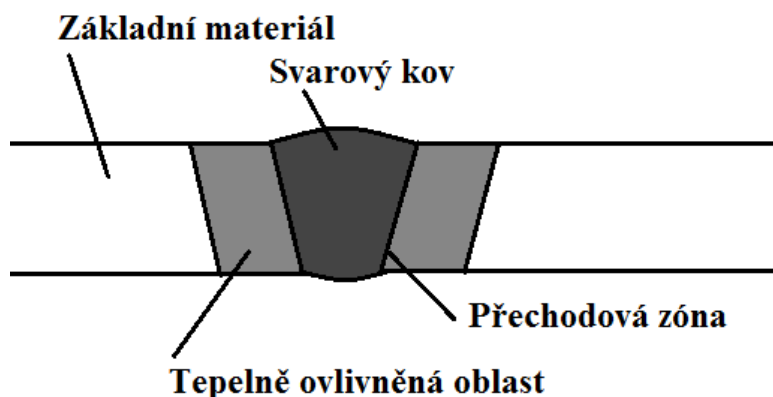
Z důvodu zjednodušení montáže je snaha nahradit běžné spoje (nýťový, šroubový, lisovaný apod.), ke kterým je nutný další spojovací materiál, spoji svarovými. Ke svařování hliníkové a titanové slitiny se běžně používá svařování třením a výbuchem, tyto metody nejsou ale vždy použitelné zvláště v leteckém průmyslu. Důvodem je nutnost svařit součásti malých rozměrů často se složitou geometrií. Tavné svařování hliníkové a titanové slitiny je obecně velmi problematické, důvodem je omezená rozpustnost složek systému Ti/Al, z čehož plyne tvorba intermetalických fází ve svarovém kovu. Přítomnost těchto fází degraduje mechanické vlastnosti celého spoje. Ve snaze potlačit, nebo alespoň kontrolovat vznik nežádoucích fází se mnoho odborných prací zabývá svařováním laserovým svazkem. Progresivnější metodou může být ale svařování pomocí elektronového svazku (EB), kterému se věnuje minimum autorů. Svařování pomocí EB se vyznačuje vysokou koncentrací přenášení energie do svarového spoje a tím pádem velmi úzkou natavenou oblastí, což může vést k omezení vzniku nežádoucích fází. [1, 2, 6, 7] Proto se bude tímto tématem zabývat tato diplomová práce.

2 Cíle diplomové práce

Velký vliv na jakost výsledného svarového spoje zhotoveného pomocí EBW mají parametry svařování. Cílem této práce je zjistit vliv parametrů svařování na výslednou jakost svarového spoje. Mezi zkoumané parametry byly zařazeny zaostření (fokusace) svazku nad, resp. pod povrch materiálu, vychýlení svazku mimo rozhraní mezi materiály a tím pádem zhodnotit vhodnost použití pájeného spoje. Dalším předmětem experimentální části je navrhnout vhodné tepelné zpracování, ke zlepšení vlastností spoje. Kvalita spoje bude hodnocena světelnou a rastrovací elektronovou mikroskopií. Přítomnost křehkých intermetalických fází bude dále zkoumána pomocí měření profilů mikrotvrdosti.

3 Literární přehled

Svařování je způsob vytvoření nerozebíratelného spoje mezi dvěma stejnými nebo různými materiály. Jedná se o tavné spojení dvou materiálů. Při svařování se většinou spoj vytvoří pomocí přídavného materiálu, který se v roztaveném stavu spojí s natavenými hranami základního materiálu. Možné je i svařování bez přídavného materiálu, při použití metod, které do svaru přivádí vysokou energii, například elektronový svazek nebo laser, svarová lázeň pak vzniká pouze z roztaveného základního materiálu. Spojení materiálů je tavné to znamená, že spoj vzniká z tekuté fáze a uplatňuje se difuze, což je hlavní rozdíl mezi dalšími druhy nerozebíratelných spojů například nýtováním a lisováním. V místě svarového spoje vzniká mikrostruktura tvořená promícháním základního materiálu a přídavného materiálu. V průběhu tuhnutí se neuplatňuje homogenní nukleace a zrna rostou sloupcově z neroztaveného materiálu. Morfologie výsledného spoje závisí na mnoha faktorech zejména na rychlosti odvodu tepla ze svarového spoje. Mezi svarovým kovem a základním materiálem vzniká tepelně ovlivněná oblast (TOO), která nebyla při svařování roztavena, ale došlo v ní vlivem zahřátí ke strukturním změnám například k růstu zrn, rekrystalizaci, vyloučení nežádoucích fází apod. V ideálním případě by měl mít svarový kov i TOO stejné vlastnosti jako základní materiál. [1, 8, 9] Schéma svarového spoje je zobrazeno na Obr. 3.1.



Obr. 3.1 Části svarového spoje. [1]

3.1 Přehled nepoužívanějších metody svařování

Hlavní metody svařování jsou svařování plamenem, obloukové svařování, svařování pod tavidlem, elektrostruskové svařování, odporové svařování, svařování usměrněným svazkem, svařování plazmou, svařování třením a svařování výbuchem. [6, 10] Stručná charakteristika těchto vybraných metod svařování je uvedena v Tab. 3.1.

Tab. 3.1 Přehled nejpoužívanějších metod svařování [1, 10]

	Označení a název dle EN ISO 4063	Charakteristika
Obloukové svařování	111 Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou	Svařovaný materiál se zahřívá na tavicí teplotu elektrickým obloukem, který hoří mezi elektrodou a místem svaru.
	114 Obloukové svařování plněnou elektrodou bez ochranného plynu	
	131 Obloukové svařování tavicí se elektrodou v inertním plynu (MIG)	Do místa svaru je přiváděn ochranný plyn, který se chemicky účastní (CO ₂ , O ₂) nebo neúčastní (Ar, He) probíhajícího procesu.
	135 Obloukové svařování tavicí se elektrodou v aktivním plynu (MAG)	
	141 Obloukové svařování netavicí se elektrodou v ochranné atmosféře (WIG, TIG)	Oblouk hoří mezi základním materiálem a netavicí se elektrodou v ochranné atmosféře inertního plynu (Ar, He), do stavu se přidává přídatný materiál ve formě drátu.
	121 Pod tavidlem	Oblouk hoří pod vrstvou sypkého tavidla, dochází k roztavení základního materiálu, přídatného materiálu a části tavidla.
Svařování plamenem	311 Kyslíko-acetylenové svařování	K ohřevu materiálu se používá plamen, vznikající chemickou reakcí energetického plynu a kyslíku.
	313 Kyslíko-vodíkové svařování	
	72 Elektrostruskové svařování	Mezi základním materiálem a elektrodou hoří oblouk, který vzniká ve strusce. Až se struska ohřeje na teplotu až 2000 °C, uhasí se oblouk a proud odporově zahřívá strusku, čímž vzniká potřebná svařovací energie.
	21 Bodové svařování elektrickým odporem	Jedná se o kombinaci působení elektrického proudu a mechanického tlaku. Svařované součásti jsou k sobě přitlačeny elektrodami, kterými prochází proud. Přechodem proudu přes stykovou plochu se uvolní dostatečné teplo ke svaření součástí.
	15 Svařování plazmou	Princip je založen na ionizaci plynu při průchodu elektrickým obloukem.

Svařování usměrněným svazkem	76 Svařování elektronovým svazkem	Svařování probíhá urychleným a fokusovaným svazkem elektronů ve vakuu.
	751 Svařování laserem	Přes soustavu zrcadel je do místa svaru fokusován svazek fotonů. Po dosažení kritického množství fotonů vzniká krátký vysokoenergetický pulz, celý proces se následně opakuje. Frekvence opakování je 1 – 500 Hz.
	42 Svařování třením	Založeno na vzájemném pohybu dvou součástí při působení přitlačné síly. Mechanická energie se přemění na tepelnou a dojde ke svaření.
	44 Svařování výbuchem	Ke spojení materiálů dojde působením tlaku vzniklého při detonaci výbušniny umístěné na horní plošině svařovaného materiálu.

3.2 Svařování elektronovým svazkem

Počátky svařování elektronovým svazkem (EBW) se datují do poloviny 20. století, už v počátku byla tato technologie přijata průmyslem a uplatnila se zejména v jaderné energetice, leteckém a kosmickém průmyslu. [6]

V současnosti se elektronový svazek (EB) využívá v mnoha odvětvích strojírenské výroby, např. spojování kovových i nekovových materiálů, pájení, navařování, povrchové kalení, přetavování povrchu, legování povrchu materiálu, povrchové PVD povlakování, děrování, gravírování a dělení materiálů. Nejvíce je však elektronový svazek používán ke svařování homogenních i heterogenních svarů. [11, 12]

Běžně se elektronovým svazkem svařují tenké plechy řádově v desítkách mm v oblasti přístrojové techniky a vakuové techniky, trubkové systémy a trubkovnice u výměníků tepla, kontrolní a měřicí sondy v oblasti jaderné i klasické energetiky, tlustostěnné svařence tloušťky až 200 mm při výrobě rotorů parních turbín. [10]

Mezi hlavní výhody použití elektronového svazku ke svařování patří velmi úzká natavená zóna a velmi malá TOO, minimální deformace, možnost svařování pro běžné technologie nepřístupných míst, dokonalá ochrana svaru před vlivem vzdušné atmosféry, možnost svařovat tloušťky od 0,1 do 200 mm, snadná programovatelnost a regulovatelnost výkonu svazku, svařitelnost širokého sortimentu materiálů a možnost kombinovat rozdílné materiály, velmi dobrý vzhled svaru s jemnou povrchovou kresbou, atd. [5, 10, 13]

Mezi nevýhody lze zařadit vyšší pořizovací cena zařízení oproti konvenčním metodám, obtížnější úprava plochy před svařováním, nutnost demagnetizace součástí před svařováním, nutnost udržovat ve svařovací komoře vakuum, nastavení parametrů svařování a programování samotného průběhu svařování. [13]

3.2.1 Princip svařování elektronovým svazkem

Svařování elektronovým svazkem je proces využívající vysokou hustotu energie dopadajícího svazku k vytvoření spoje. Svazek je tvořen elektrony urychlenými na 30 % až 70 % rychlosti světla napětím 30 kV až 200 kV. [11, 13]

Samotné svařování je založeno na přeměně kinetické energie dopadajícího urychleného fokusovaného svazku elektronů na teplo při interakci s materiálem a tím pádem na natavení materiálu v oblasti svaru. Elektrony lze urychlit díky jejich zápornému elektrickému náboji, nevýhodou je jejich nízká klidová hmotnost m_e ($9,1 \cdot 10^{-28}$ g), což je kompenzováno nárůstem relativní hmotnosti při urychlování. EB je fokusován na rozhraní mezi materiály do co nejmenší stopy (0,1 až 0,2 mm), tím je zajištěna co největší koncentrace energie do místa svaru (až 10^7 W·cm⁻²). [1, 6, 13, 14]

Dodáním potřebné aktivační energie k překročení potenciálové bariéry lze elektron uvolnit z krystalové mřížky kovu. Pro svazky s velikostí celkového proudu v řádu miliampérů je vyhovující prakticky pouze termoemisní zdroj. K urychlení elektronů dochází v elektrickém poli působením Coulombovy síly. Kinetická energie, kterou elektron získá nebo ztratí v elektrostatickém poli je dána vztahem 3.1: [12, 13, 14, 15]

$$E_k = |U_A q_e| \text{ (eV)}. \quad (3.1)$$

Z rovnice pro kinetickou energii

$$E_k = \frac{1}{2} m v^2 \quad (3.2)$$

vyplývá, že rychlost urychleného elektronu je dána rovnicí

$$v = \sqrt{2 \frac{|U_A q_e|}{m_e}} \text{ (mm} \cdot \text{s}^{-1}\text{)}, \quad (3.3)$$

kde U_A ... urychlovací napětí (kV),

q_e ... náboj elektronu ($1,6 \cdot 10^{-19}$ C),

m_e ... hmotnost elektronu ($9,1 \cdot 10^{-31}$ kg),

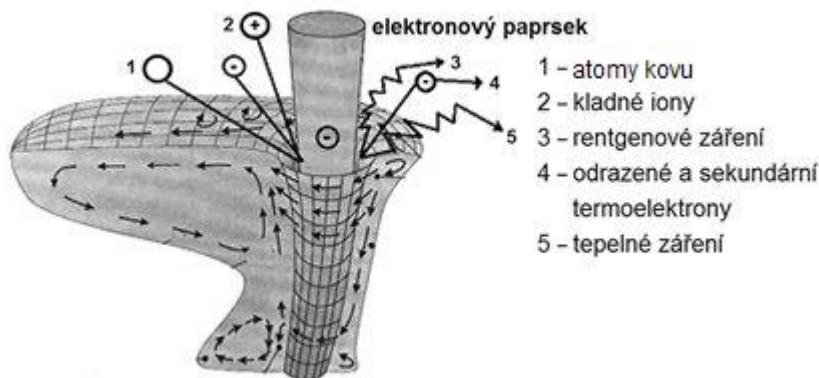
E_k ... kinetická energie (v případě částicové fyziky vyjádřena v eV).

Letící elektrony lze v elektromagnetickém poli vychylovat působením Lorentzovy síly, která je kolmá na dráhu elektronů, přičemž elektron prochází elektromagnetickým polem s nezměněnou rychlostí. Tohoto efektu se využívá v elektromagnetických čočkách. [13, 14, 15]

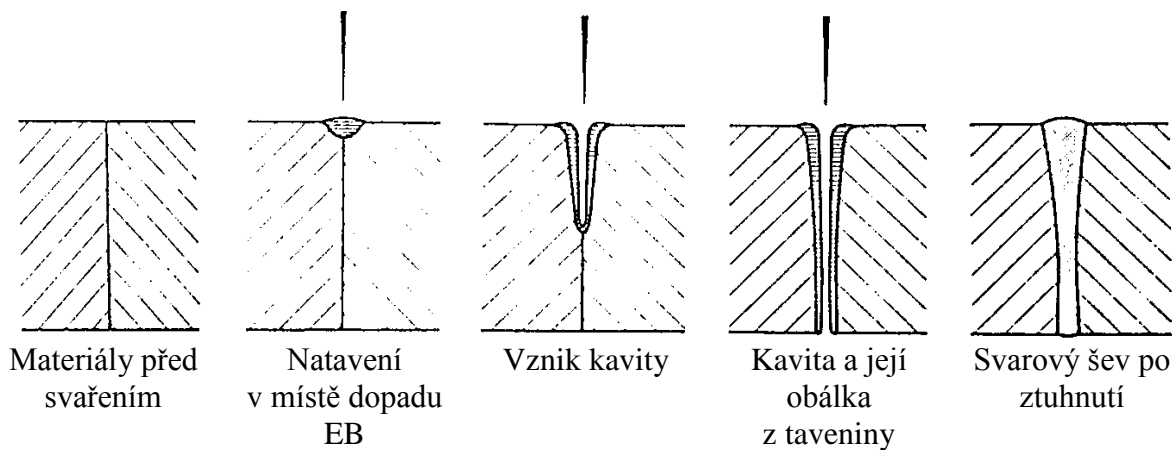
Při dopadu EB na povrch materiálu dochází k penetraci do malé hloubky. Hloubka penetrace je různá pro různé kovy, např. u hliníku je hloubka penetrace do 0,1 mm a u oceli 0,06 mm. Většina dopadajících elektronů je zachycena materiálem a ztratí svou energii, která se přemění na teplo, jak bylo zmíněno výše. Některé elektrony opustí materiál jako zpětně odražené elektrony. Část energie elektronů je vyzářena jako rentgenové záření, jako ochrana před rentgenovým zářením slouží vakuová komora, ve které svařování probíhá. [12, 14]

EBW může probíhat dvěma režimy. První možnost je režim vedením tepla, při kterém se povrch materiálu rychle nataví a vedením tepla přes spoj se získá jeho částečné nebo úplné přetavení. Výsledný svar je velmi úzký, díky malému průměru fokusovaného EB a vysoké proudové hustotě, která umožňuje svařování vysokou rychlostí, takže přilehlá oblast neabsorbuje tolik vneseného tepla. Metoda je vhodná pro tenké materiály a fólie [6, 11]

Častěji využívaný je druhý režim, tzv. *keyhole* (klíčová díрка). EB je fokusovaný na povrch materiálu, do podpovrchové vrstvy, nebo nad povrch. Rychlý ohřev, následné tavení a vypařování roztaveného kovu, způsobí vznik úzké kavity přes celou tloušťku materiálu, což se nazývá efekt hluboké penetrace. Při teplotě 2700 K a vyšší vzniklé páry expandují a stoupají vzhůru, čímž tlačí roztavený kov ke stěnám svaru a ke koření svaru, tím se vytvoří tzv. roztavená obálka kavity, díky tomu je kavita udržována v celé tloušťce materiálu. Jak se kavita posouvá vpřed, tavící se kov ji obtéká a vyplňuje vzniklou mezeru za postupující kavitou. Za kavitou roztavený kov rychle tuhne a tvoří svarový spoj. [6, 12, 14] Princip svařování v režimu *keyhole* je zobrazen na Obr. 3.2 a Obr. 3.3.



Obr. 3.2 Kavita vznikající při svařování v režimu *keyhole* a jevy provázející interakci elektronů s kovem. [11]



Obr. 3.3 Jednotlivá stádia svařování v režimu *keyhole*. [14]

V režimu *keyhole* lze dosáhnout i při vysoké rychlosti svařování velmi úzkého a hlubokého svaru s malou tepelně ovlivněnou oblastí. [11]

3.2.2 Zařízení pro svařování elektronovým svazkem

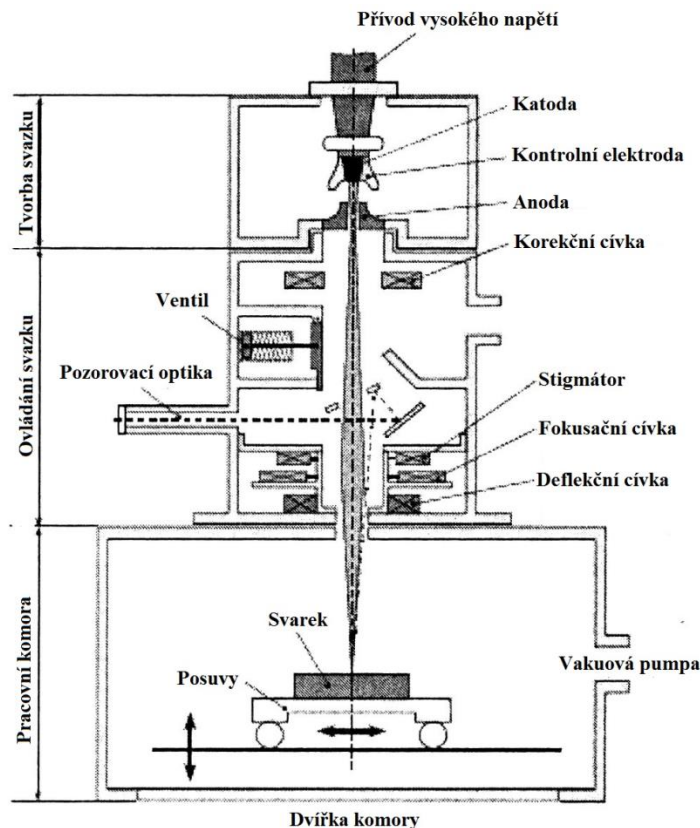
Z hlediska použitého urychlovacího napětí a požadovaného vakua lze svařovací zařízení rozdělit do dvou základních skupin. První jsou nízko napěťová zařízení, pracující s urychlovacím napětím od 30 kV do 60 kV a s vysokým elektrickým proudem až 700 mA. Druhá jsou zařízení pracující s urychlovacím napětím v rozpětí 100 kV až 200 kV a proudem maximálně 170 mA, tato zařízení lze použít i ke svařování v nízkém vakuu nebo dokonce bez vakua. [13]

Zařízení pro EBW můžeme z konstrukčního hlediska rozdělit na čtyři základní typy, které se liší i průběhem svařování, z čehož vyplývá jejich uplatnění v různých odvětvích průmyslu. [12]

- Komorová zařízení
- „Load lock“ komorová zařízení
- Cyklická zařízení
- „Load lock“ cyklická zařízení

Popis bude dále věnován pouze prvnímu typu zařízení, protože tento typ zařízení byl použit v experimentální části této diplomové práce. Komorové zařízení má základní konstrukci,

ze které vycházejí ostatní typy elektronových svářeček, a obsahuje všechny důležité komponenty, které jsou pro EBW nezbytné. Na Obr. 3.4 lze vidět jednotlivé části komorového zařízení na obecném schématu.



Obr. 3.4 Hlavní části zařízení pro EBW. [6]

Zdrojem volných elektronů je tryska s termoemisní katodou přímo žhavenou průchodem elektrického proudu ze zdroje až na teplotu $2700\text{ }^{\circ}\text{C}$. Jako katoda se nejčastěji používá wolframový nebo tantalový drát ohnutý do tvaru písmena V, nebo hexaborid lanthanu (LaB_6). Množství elektronů letících od katody k anodě lze regulovat pomocí Wehneltova válce, který je kolem katody. Elektrony jsou k anodě urychlovány silným elektrickým polem vzniklým přivedením záporného elektrického náboje na katodu, zatím co anoda je na nulovém potenciálu. Anoda má ve svém středu otvor, kterým prochází vzniklý svazek. [6, 12, 15]

Optický systém se skládá ze soustavy elektromagnetických čoček, kterými protéká střídavý elektrický proud, které působí na EB podobně jako skleněné čočky na světelný svazek. Optický systém slouží k zaostření (fokusaci) a ovládání svazku. Rozbíhavé trajektorie elektronů změni magnetické pole fokusační čočky na sbíhavé, tak aby EB měl v místě dopadu požadované rozměry. Optická mohutnost magnetické čočky závisí na magnetické indukci pole uvnitř čočky a lze ji měnit pomocí proudu procházejícího budicí cívkou. Jako skleněné čočky mají i magnetické čočky optické vady, proto je optický systém vybaven centrovacím systémem, který se snaží tyto vady minimalizovat, korekcí EB při průchodu čočkou. Optický systém bývá ve většině případů více čočkový. [12, 15]

Vychylovací systém slouží k vychylování EB. Existují dvě možnosti, jak EB vychylovat. První možností je elektrostatické vychylování, které se používá v zařízeních pracujících s nižšími energiemi svazku nebo tam, kde jsou potřeba malé výchylky. Tento způsob vychylování se používá zejména v osciloskopických obrazovkách nebo v elektronové

mikroskopii. Při svařování elektronovým svazkem se nejčastěji používá druhý způsob vychylování, tj. pomocí magnetického pole, které se vytváří v budících cívkách. Magnetické pole vychyluje EB směrem od optické osy v míře závislé na intenzitě magnetického pole a ve směru daném orientací magnetického pole. [15]

Vakuový systém v části obsahující zdroj elektronů zabraňuje vakuum oxidaci katody a má velmi dobré elektroizolační vlastnosti, proto je nutné, aby zde bylo vakuum co nejvyšší (až 10^{-5} mbar). V pracovní komoře zabraňuje vakuum rozptylu svazku kolizemi elektronů s molekulami vzduchu, dále vakuum zabraňuje vniku plynů do roztaveného svarového kovu. V pracovní komoře se běžně udržuje vakuum v rozmezí $2 \cdot 10^{-2}$ až $7 \cdot 10^{-4}$ mbar, pro svařování reaktivnějších materiálů je možné dosáhnout vakua až 10^{-6} mbar. Vakua se dosahuje systémem vakuových vývěv, základem je rotační vývěva, která vytvoří vakuum až 10^{-3} mbar, k vytvoření vysokého vakua se používá difuzní vývěva, spolu s ní, nebo místo ní může být využita ještě turbomolekulární vývěva, pracující za velmi vysokých otáček. Běžně je tubus, který obsahuje zdroj elektronů a optickou soustavu oddělen od komory clonou, díky které se v tubusu udrží vakuum i když se komora otevře. Po zavření se vakuuje pouze pracovní komora, což zkrátí čas přípravy ke svařování. [6, 12, 15]

Pracovní komora je místo, kde probíhá celý proces svařování. V průmyslu její velikost závisí vždy na konkrétní aplikaci. Mimo udržení vakua v místě svařování, ochraňuje komora i obsluhu zařízení před RTG zářením vznikajícím při svařování. V komoře je umístěn polohovací systém pro uchycení a manipulaci se svařovanou součástí. Z pravidla se jedná o stůl s posuvem v osách x - y s možností doplnění o posuv v ose z a s možností rotace nebo naklápění. Celá konstrukce nesmí obsahovat nevodivé části, které by se mohly nabíjet, a zmagnetizovatelné části, které by mohly ovlivňovat trajektorii svazku, dále musí být celá konstrukce dostatečně tepelně odolná. [6, 12, 13, 15]

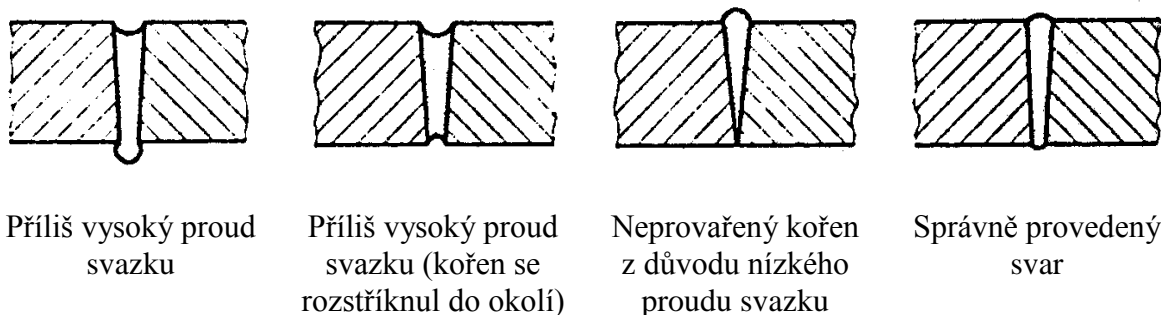
3.2.3 Parametry svařování elektronovým svazkem

Procesní parametry řídí samotný proces svařování a mají zásadní vliv zejména na výslednou kvalitu spoje a množství případných vad. Pro různé polohy svařování, materiály a jejich tloušťky se parametry liší. Mezi nejdůležitější svařovací parametry patří urychlovací napětí, proud svazku a rychlost svařování. Před každým svařováním musí být přesně nastaveny všechny tyto parametry, jejich nastavení je velmi obtížné, zvláště pokud se jedná o nový postup svařování. Pro optimální nastavení svařovacích parametrů je nutné zvážit, k čemu bude výsledný svařenec sloužit a znát přesné složení a vlastnosti svařovaného materiálu, mimo to záleží i na zkušenostech obsluhy z předchozích svařování. [13, 14]

Urychlovací napětí U_B patří z fyzikálního hlediska mezi nejdůležitější procesní parametry, protože společně s proudem svazku I_B definují výkon svazku P_B , který má vliv na objem roztaveného kovu za dobu expozice. Z hlediska samotného svařování existují však i důležitější parametry, protože urychlovací napětí je v průběhu svařování konstantní. Urychlovací napětí určuje energii urychleného elektronu. Hloubka průniku svazku d_p do různých materiálů také závisí na U_B , např. hloubka průniku pro Al je 23 μm při $U_B = 60$ kV, ale při použití $U_B = 120$ kV až 72 μm . Hloubka průniku při daném urychlovacím napětí závisí zejména na hustotě materiálu, proto např. u Ti, který má vyšší hustotu než Al, nebude rozdíl v hloubce průniku při zvýšení U_B tak velký. [12, 13, 14]

Proud svazku I_B slouží k řízení výkonu svazku. Urychlovací napětí je zpravidla konstantní a velikost svařovacího výkonu se ovládá právě proudem svazku. Proud svazku má zásadní vliv na kvalitu svaru a na průchod svazku přes celou tloušťku materiálu, tedy na hloubku penetrace. Nedostatečně vysoký I_B může způsobit, že nedojde k průchodu svazku přes celou tloušťku materiálu a zvýší se tím pravděpodobnost vzniku vad v kořeni svaru. Naopak nastavení příliš

vysokého I_B vede k propadu kořene svaru, protože povrchové napětí taveniny uvnitř *keyhole* nevyrovná gravitační sílu. Vady svarů vznikající v důsledku špatně nastaveného proudu svazku a jsou zobrazeny na Obr. 3.5. Optimální nastavení I_B vede ke vzniku svaru přes celou tloušťku materiálu s hladkým konvexním tvarem hlavy i kořene svaru. [12, 14]



Obr. 3.5 Defekty svarů v porovnání se správně provedeným svarem. [14]

Fokusační proud prochází elektromagnetickou čočkou prstencového tvaru, která zaostřuje (fokusuje) elektronový svazek v z souřadnici. K fokusaci se používá magnetické pole generované fokusačními cívkami. Ohnisková vzdálenost cívky pak závisí na energii elektronů, proudu cívkou a designu cívky. Změnou velikosti elektrického proudu protékajícího cívkou lze snadno a rychle změnit fokusační vzdálenost svazku, protože odezva na změnu proudu je okamžitá. Celé zaostření probíhá bez ztráty energie elektronů. [12, 14]

Výchylka svazku je dosažena magnetickým polem dvou elektromagnetických cívek, které jsou umístěny kolmo k EB, což umožňuje pohyb EB do stran, tzn. v ose y . Velikost výchylky, resp. její úhel je opět řízen velikostí proudu protékajícího cívkami. Po přidání druhého páru cívek pod úhlem 90° k prvnímu je možné svazkem pohybovat libovolně po ploše svařovaného materiálu. Při vychylování svazku je možné využít následující módy: [12, 14]

- Statická výchylka,
- Dynamická periodická výchylka neboli oscilace,
- Dynamická neperiodická výchylka.

Schématický náčrt variant oscilace EB je zobrazen na Obr. 3.6. Každý mód má své výhody a využívá se pro různé aplikace. Například staticky vychylovaný svazek se využívá při zhotovování koutových svarů ve tvaru písmena T. U dynamicky vychylovaného svazku lze ovládat amplitudu výchylky, což lze použít k promíchávání roztaveného svarového kovu při svařování. [12, 14]

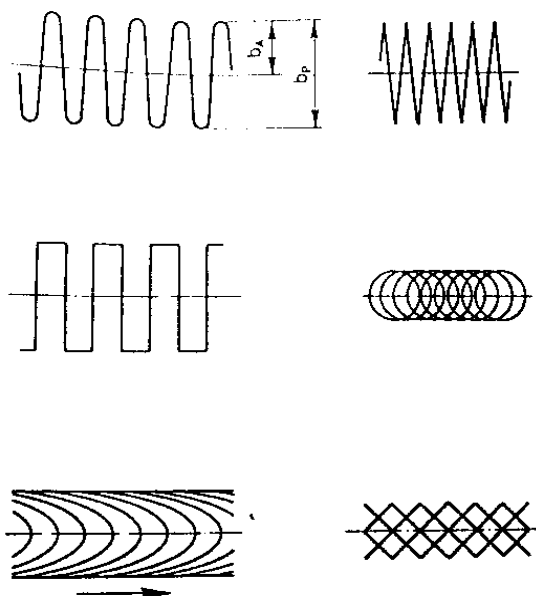
Rychlost svařování společně s výkonem EB určuje velikost objemu roztavené oblasti. Posuv je zabezpečen posuvným stolcem pod svařovaným materiálem a jeho rychlost lze ovládat. Při zvyšující se rychlosti svařování se při zachování stejného výkonu svazku snižuje hloubka svaru, protože se snižuje množství energie vstoupivší do místa svaru a svarová lázeň chladne rychleji odvodem tepla do okolního materiálu. Závislost hloubky svaru na rychlosti svařování při daném výkonu EB je názorně ukázána na Obr. 3.7. [14]

Výkonu EB je dán rovnicí 3.4, tj.

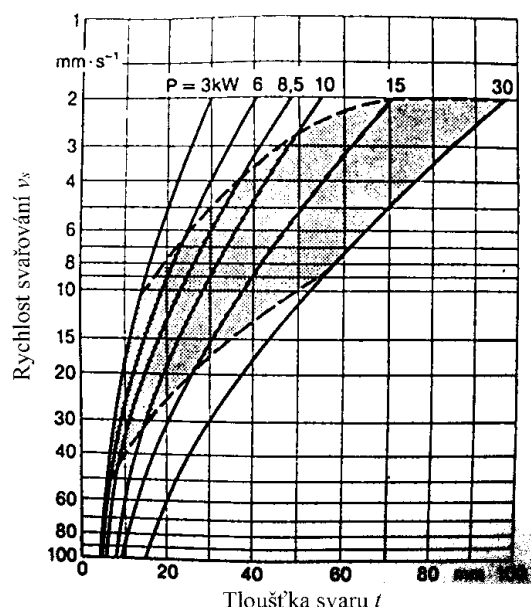
$$P = U_B \cdot I_B \text{ (W)}, \quad (3.4)$$

kde U_B ... urychlovací napětí (kV),

I_B ... proud svazku (mA).



Obr. 3.6 Varianty oscilace elektronového svazku. b_a = amplituda oscilace; b_p = šířka oscilace [14]



Obr. 3.7 Hodnoty tloušťky svarů, kterých může být dosaženo u oceli jako funkce energie svazku a rychlosti svařování. [14]

Pulzování svazku se používalo zejména v minulosti, kdy nebyla ještě dostupná zařízení s dostatečně vysokým výkonem ke svařování velkých tloušťek. Každý impuls svazku má vyšší energii než kontinuální svazek. Na amplitudě pulzujícího svazku a frekvenci záležela kvalita svaru. K natavení svarového kovu mezi jednotlivými impulzy dochází vedením tepla z roztavené oblasti. V současnosti se tento způsob svařování využívá pouze pro specifické aplikace. [14]

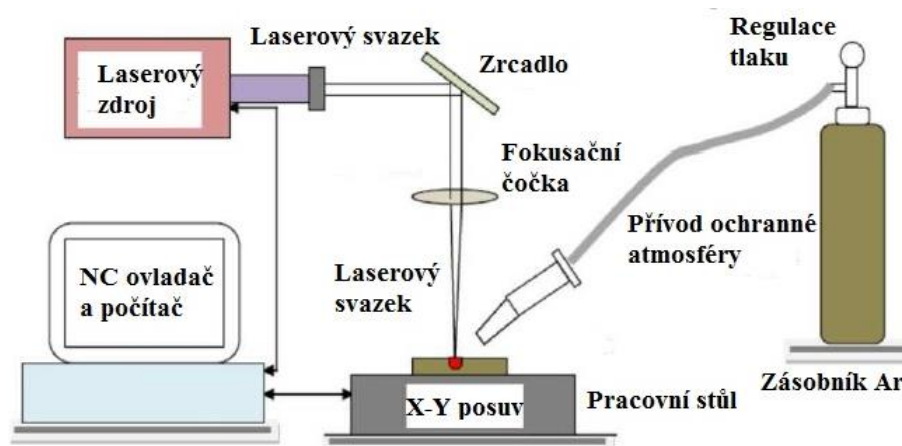
Poloha svařování znamená, v jaké geometrické pozici se nachází svařovaný vzorek k EB. Nejčastěji se používá běžné horizontální svařování. Na zvolené poloze svařování závisí také maximální možná tloušťka svaru a vlastnosti svarové lázně. [14]

3.3 Svařování laserovým svazkem

Svařování laserovým svazkem je proces, při kterém dochází ke spojení materiálů vlivem tepla, které vznikne při aplikaci koncentrovaného koherentního světelného paprsku na povrch svařovaných materiálů. Fokusaný laserový svazek má vysokou koncentraci energie a je zdrojem elektromagnetické energie, kterou je možné přenášet bez rozptylu a může být koncentrována do přesného bodu, právě díky vysoké prostorové koherenci. Svařování laserem má společně s EBW schopnost dodat do oblasti svaru velké množství tepelné energie ke svařování. Společnou výhodou těchto metod svařování je přesný a kvalitní výsledný svar a minimální deformace. Na rozdíl od EBW je možné laserem svařovat na vzduchu. Mimo svařování lze laserový svazek využít k povrchovému přetavování, děrování, povrchovému zpevňování, zpevňování šokem apod. [6]

Popis principu zařízení ke svařování laserem z Obr. 3.8 je následující. Z laserového zdroje vychází plošně polarizovaný laserový paprsek. Optická soustava převádí plošnou polarizaci na kruhovou. Soustavou zrcadel nebo optickým kabelem se přivádí paprsek k místu svařování. Fokusační čočka zaostřuje paprsek na povrch svařované součásti. Dalším příslušenstvím může být přívod ochranné atmosféry, která zabráňuje oxidaci svaru a odvodu tepla do okolní

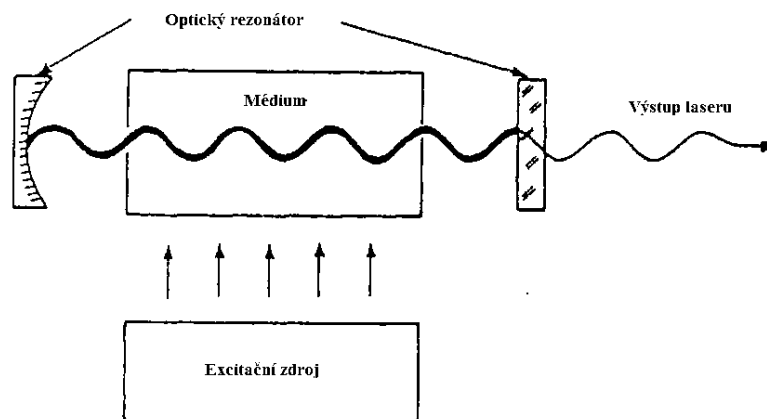
atmosféry. Jako ochranný plyn se nejčastěji využívá argon. Pohyb svařované součásti a výchylku svazku lze naprogramovat pomocí vhodného softwaru na počítači. [16]



Obr. 3.8 Princip svařování laserem [16]

3.3.1 Základní princip vzniku laserového svazku

Pomocí excitačního zdroje, kterým může být např. světelný záblesk, se v laserovém zdroji excitují elektrony atomů ze svojí základní energetické hladiny E_0 na vyšší energetickou hladinu E_2 , např. ve fluorescenční zářivce lze atomy Ne stimulovat elektrickým proudem na energii E_2 . Elektrony z excitovaného stavu padají zpět na svojí původní hladinu nebo na metastabilní hladinu E_1 , přičemž je vyzářen foton, který může excitovat elektrony v okolních atomech. Pokud bude v aktivním prostředí dostatek soustav v excitovaném stavu, nabude záření jednotné povahy, tj. bude koherentní a monochromatické, jeho energie může být při fokusaci až v řádech $\text{MW} \cdot \text{cm}^{-2}$. Protože soustava v excitovaném stavu nevydrží dlouho, používají se více hladinové lasery s tzv. metastabilními stavy, ve kterých soustava setrvá delší čas. V tomto delším čase dojde k excitaci většího množství soustav a tím pádem při následném pádu na základní hladinu k vyzáření většího množství fotonů. Vyzářené fotony mají stejnou frekvenci i fázi jako primární vlna, a vytvářejí zesilující efekt. K zajištění směrovosti laserového záření je aktivní prostředí formováno do tvaru dlouhého válce umístěného uvnitř optického rezonátoru, záření se tedy v prostoru nešíří všemi směry, ale v úzkém svazku, který se v rezonátoru dále zesiluje a optickou soustavou fokusuje do malého bodu. [6, 17]



Obr. 3.9 Základní sestava laserového zařízení [6]

Aby měl laser zesilující efekt, musí mít následující náležitosti, které jsou schematicky zobrazeny na Obr. 3.9. **Médium** obsahující atomy anebo molekuly, které je možné lehce stimulovat do energetické hladiny E_2 , např. rubín (Al_2O_3 dopovaný ionty Cr^{3+}), neodymem dopovaný yttriový hliníkový granát, plyn, nebo směs plynů (CO_2 , N, He). **Stimulační zdroj**, který excituje elektrony na hladinu E_2 (např. elektrický záblesk). **Rezonanční kavitu** (Perrotova-Fabryho optická kavita) s optickým vláknem. [6]

Lasery se dělí zejména podle druhu aktivního média na: [6]

- Plynové lasery (F_2 , ArF, KrCl, XeCl, XEF, CO_2 apod.),
- Pevnolátkové lasery (Rubín, Neodymové sklo, Nd:YAG, apod.),
- Polovodičové lasery,
- Diodové IBS lasery.

3.3.2 Interakce laserového záření s kovem

Paprsek vycházející z rezonanční kavity, je vedený pomocí systému zrcadel nebo optickým kabelem do blízkosti místa interakce s povrchem kovu, kde je dále fokusovaný do stopy o malém průměru (v řádech desetin milimetru). Fokusovaný průměr stopy závisí na vlnové délce světla. Nejmenší stopy lze dosáhnout podle difrakčního zákona 1,2krát vlnová délka světla. [6]

Povrchy kovů jsou schopné odrážet světelné záření. Fotony laserového paprsku nemohou přímo interagovat s jádry atomů na povrchu kovu, protože jejich frekvence je příliš vysoká. Proto interagují pouze s valenčními elektrony. Důsledkem takové interakce je nárůst počtu volných elektronů, což zvyšuje absorpční koeficient kovu a ohřev kovové mřížky. Zvýšení teploty je úměrné změně absorpčního koeficientu. [6]

Při dalším ohřevu může dojít k vypařování některých komponent kovu. Tyto páry se mění díky vysoké energii laserového svazku na plazmu (tzv. plazmový mrak), která zabraňuje přímé interakci laserového svazku s povrchem kovu. Proto je nutné volit takovou hustotu energie laseru, která ještě nezpůsobí ionizaci par kovu a nevytvoří tak nad povrchem kovu plazmový mrak. [6, 18]

Plazmový mrak je překážkou pro průchod laseru k povrchu kovu. Interakci laserového svazku s plazmovým mrakem dochází k dalšímu ohřevu mraku, což vede až k jeho explozi a tím vznikne tzv. šoková vlna. Při povrchovém tepelném zpracování se šoková vlna používá ke zpevnění materiálu. Při hloubení otvorů může šoková vlna vytlačit roztavený kov z otvoru nebo z řezu při řezání materiálů. Při svařování nebo přetavování povrchu je přítomnost

plazmového mraku nežádoucí, protože nedochází k dostatečnému přenosu tepla do materiálu. Aby se plazmový mrak nevytvářel, je nutné ho odfukovat inertním plynem, který cirkuluje ve fokusační hlavě laserového zařízení. [6, 18]

Natavení povrchové vrstvy kovu, nebo svařování laserovým paprskem může být realizováno dvěma způsoby. První je **Mód vedení tepla**, kdy při interakci povrchu kovu s laserovým paprskem vznikají vysoké teploty, a povrch se natavuje. K dalšímu natavení okolního kovu dochází konvekcí tepla z roztaveného kovu. Druhým způsobem je **Mód hluboké penetrace**, který je velmi podobný principu používaném při EBW, protože také využívá vznik tzv. *keyhole* (více v kapitole 3.2.1 Princip svařování elektronovým svazkem). [6]

3.4 Porovnání svařování elektronovým a laserovým svazkem

I přes zjevné rozdíly v těchto metodách, které jsou vypsány v Tab. 3.2, lze s jistotou říci, že jak EBW, tak svařování laserem převyšuje ostatní metody, co se výstupního výkonu týká. K využití těchto výhod v praxi je nutné položit si otázku, zda je využití těchto metod technologicky i ekonomicky pro daný provoz efektivní. [14]

V současnosti se tyto metody využívají minimálně v porovnání s běžnými metodami svařování. Využití laseru v běžné praxi je snazší, protože zařízení je levnější a není tak složité, avšak výsledná energie svazku je v porovnání s EB nižší. Běžně je možné laserem svařovat materiál o tloušťce 3 až 5 mm, svařování těchto tloušťek laserem je i výhodnější než pomocí EB. Při svařování plechů s větší tloušťkou než 5 mm bude vhodnější využít EB než laser. Obecně nelze říci, kdy bude lepší EB a kdy laser, každé použití musí být řešeno individuálně. [14]

Tab. 3.2 Porovnání technických parametrů svařování elektronovým svazkem a laserem [14]

Parametr	Elektronový svazek	Laser
Typ svazku	Vysokým napětím urychlený svazek elektronů	Monochromatické koherentní záření
Chlazení zdroje svazku	Nevyžaduje	Vodní chlazení s přesností $\pm 1^\circ\text{C}$
Nosný komponent	Katodové vlákno	Plynový laser (CO_2 , N_2 , He) optická soustava, rezonanční kavita
Ovládání svazku	Elektromagnetické čočky s nastavitelnou ohniskovou vzdáleností 100 až 1500 mm. Elektromagnetický vychylovací systém k přesnému vychylování a oscilaci svazku.	Parabolické zrcadlo s konstantní ohniskovou vzdáleností 100 až 300 mm. Vodou chlazené naváděcí zrcadlo, řízené elektronicky nebo pneumaticky.
Možnost svařování na více než jednom místě	Pomocí vychýlení svazku (maximální úhel 5°).	Naváděcím zrcadlem v několika vzdálených místech.
Apertura svazku	Proměnná, malá	Konstantní, velká
Vnější vlivy na svazek	Pozice svazku může být vychýlena magnetickým polem vzniklým v obrobku.	Nežádoucí změny pozice svazku vlivem špatně nastaveného zrcadla, nežádoucí vznik plazmatu nad obrobkem.

Parametr	Elektronový svazek	Laser
Automatické sledování svaru	Pomocí sledování spoje CCD kamerou a měřením zpětně odražených elektronů.	V současnosti nelze.
Svařovací prostředí	Vakuum v pracovní komoře	Běžná atmosféra a ochranný plyn
Maximální velikost obrobku	Je dána velikostí pracovní komory.	Bez omezení.
Doba svařování jednotlivých obrobků	Svařovací čas + manipulační čas + doba vakuování komory (záleží na typu svářečky).	Svařovací čas + manipulační čas
Spotřební materiál	Bez spotřebního materiálu	Ochranný plyn
Ochranná opatření	Okno z olovnatého skla a odstínění RTG záření při $U_B > 60$ kV olovem.	Akrylátové sklo jako ochrana před nebezpečným zářením.
Hloubka penetrace	Hluboký svařovací efekt	Hluboký svařovací efekt
Kontrola procesu	Snímání elektrických a mechanických parametrů měřicím obvodem.	Měření výkonu svazku kalorimetrickou metodou v rezonátoru.
Maximální výkon svazku	3; 6; 10 a 15 kW, nebo 30; 60 a 100 kW podle druhu přístroje	1 až 10 kW s možností až 25 kW
Tloušťka svaru v závislosti na výkonu svazku (na oceli)	$P = 3$ kW $t = 12$ mm	$P = 3$ kW $t = 4$ mm
	$P = 5$ kW $t = 20$ mm	$P = 5$ kW $t = 6$ mm
	$P = 10$ kW $t = 40$ mm	$P = 10$ kW $t = 12$ mm
	$P = 20$ kW $t = 80$ mm	$P = 20$ kW $t = 15$ mm
	$P = 30$ kW $t = 120$ mm	
	$P = 60$ kW $t = 240$ mm	
Geometrie svaru	$t : b \leq 40 : 1$	$t : b \leq 10 : 1$

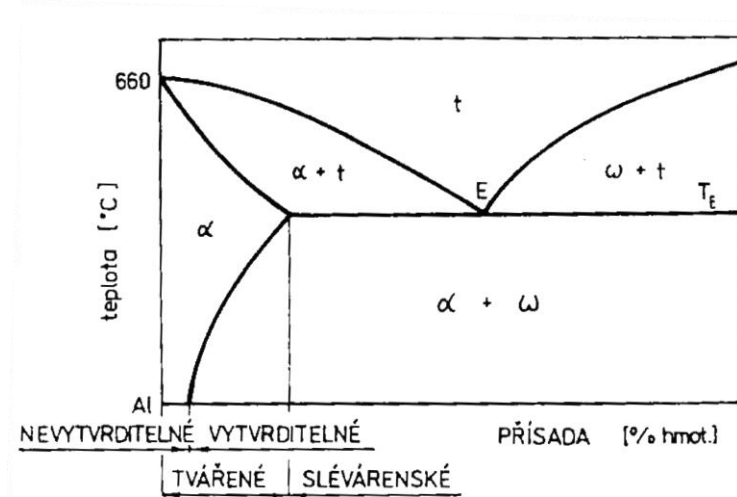
3.5 Svařování slitin hliníku

Hliník je nepolymorfní kov s mřížkou kubickou plošně centrovanou (FCC). Kovy se obecně téměř nepoužívají v čistém stavu. Přídavkem jednoho nebo více prvků vznikají slitiny s velmi odlišnými často výrazně lepšími vlastnostmi oproti čistým kovům. Hliníkové slitiny patří po ocelích mezi nejpoužívanější konstrukční materiály, používají se zejména v dopravě, stavebnictví, strojírenství, elektrotechnice a potravinářském průmyslu. Slitiny hliníku mají dobré plastické vlastnosti jak za tepla, tak za studena a nevykazují tranzitní chování. Avšak legující prvky snižují korozní odolnost, elektrickou vodivost apod. Obsah legur ve slitině je obvykle menší než 10 hm. %. Nejčastěji používanými legujícími prvky jsou Cu, Mn, Si, Mg a Zn. Hustota hliníkových slitin se mění podle obsahu a množství legujících prvků, proto Wessel et al. [19] uvádí průměrnou hodnotu hustoty $2700 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, což je i hodnota velmi blízká hustotě čistého hliníku. Bod tavení čistého hliníku je $660,4^\circ\text{C}$. Legující prvky snižují teplotu tavení v extrémních případech až k 500°C . Většina slitin hliníku je použitelných do 200°C . Součinitel tepelné vodivosti je přibližně šestkrát vyšší než u oceli, z čehož plyne, že zdroj tepla

při svařování musí být mnohem intenzivnější a koncentrovanější. Hliník má přibližně dvakrát větší koeficient tepelné roztažnosti oproti oceli, což může způsobovat vznik nežádoucích deformací při svařování. [4, 6, 19, 20, 21] Vliv legujících prvků na některé vlastnosti Al slitin je popsán v Tab. 3.3.

3.5.1 Rozdělení slitin hliníku

Nejčastěji se slitiny hliníku dělí podle způsobu zpracování na slitiny ke tváření a slitiny k odlévání. [4, 19, 21] Dalším možným kritériem je rozdělení na slitiny vytvrditelné a nevytvrditelné. Precipitačního vytvrzení se dosahuje tepelným zpracováním (umělým nebo přirozeným stárnutím) a souvisí s chemickým složením slitin a mimo jiné je podmíněno dostatečným přesycením tuhého roztoku hliníku přísadovými prvky, což se dosahuje rychlým ochlazením tuhého roztoku α . Ve zjednodušené formě pro binární sloučeniny je rozdělení vyznačeno v Obr. 3.10. [4, 6, 19, 21]



Obr. 3.10 Schéma rovnovážného diagramu binárních slitin hliníku [21]

Slitiny ke tváření jsou označovány čtyřčíselným kódem, kdy první číslo označuje hlavní legující prvek, jak je patrné z Tab. 3.3. Další možností je značení podle chemického složení. Od všech těchto slitin je primárně požadována dobrá schopnost ke tváření za tepla i za studena. Jako hlavní technologie tváření se používají válcování, lisování a kování. Nejpožívanější konstrukční materiály ze slitin hliníku jsou precipitačně vytvrditelné slitiny ze série 2xxx a 6xxx. [4, 6, 19]

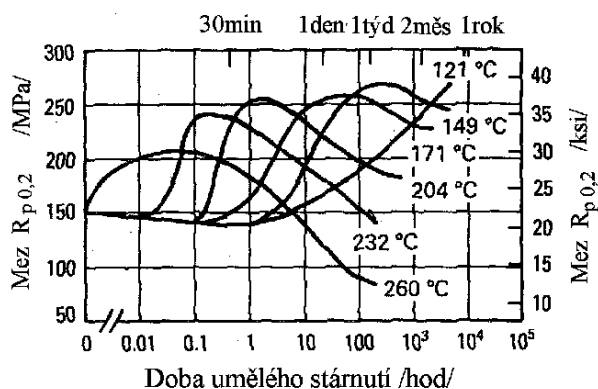
Tab. 3.3 Slitiny ke tváření systém značení a charakteristika [19]

Označení slitiny	Hlavní legující prvek	Korozní odolnost	Pevnost	Tepelné zpracování
1xxx	-	Vynikající	Uspokojivá	Ne
2xxx	Cu	Uspokojivá	Vynikající	Ano
3xxx	Mn	Dobrá	Uspokojivá	Ne
4xxx	Si	-	-	Ne
5xxx	Mg	Dobrá	Dobrá	Ne
6xxx	Mg, Si	Dobrá	Dobrá	Ano
7xxx	Zn	Uspokojivá	Vynikající	Ano

Slitiny na odlitky na bázi hliníku mají oproti běžným slévárenským slitinám lepší slévárenské vlastnosti. Často se odlévají do pískových a kovových forem nebo tlakově. Výsledné výrobky mají horší mechanické vlastnosti než tvářené výrobky z hliníkových slitin. Mechanické vlastnosti silně závisí na způsobu odlévání. Slitin hliníku na odlitku je velké množství mezi nejpoužívanější patří siluminy (hlavní legující prvek je Si) a duraly (hlavní legující prvek je Cu). [4, 21]

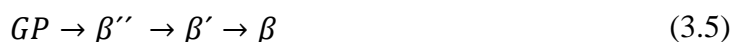
3.5.2 Popis slitiny 6061

Slitina 6061 patří mezi nejpoužívanější vytvrditelné slitiny hliníku, hlavními legujícími prvky jsou Mg, Si a Cu. Její mechanické vlastnosti silně závisí na způsobu tepelného zpracování, které sestává z rozpouštěcího žhání, ochlazení a přirozeného (ozn. T4) nebo umělého (ozn. T6) stárnutí. Umělé stárnutí u slitiny 6061 nejčastěji probíhá při teplotě 175 °C. Příklad změn meze kluzu v průběhu umělého stárnutí u slitiny 6061 je uveden na Obr. 3.11. [4, 22]



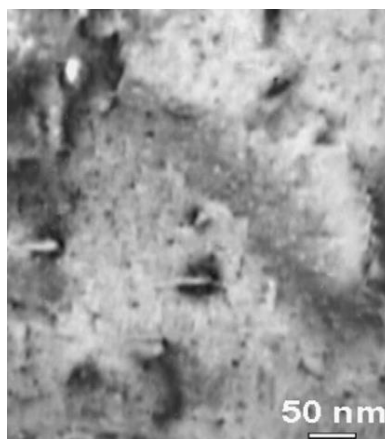
Obr. 3.11 Změny $R_{p0.2}$ u slitiny 6061 v průběhu umělého stárnutí při různých teplotách. [4]

V průběhu stárnutí obecně dochází k segregačním a precipitačním procesům, jejichž důsledkem je výrazné zpevnění. Obecný průběh stárnutí názorně ilustruje rovnice 3.5. Prvním stádiem je tvorba tzv. Guinierových-Prestonových zón (GP-zóny), to jsou oblasti se segregací legujícího prvku v rovinách $\{100\}$ mřížky hliníku. Následuje růst, až vznikne koherentní precipitát. Dále dochází ke tvorbě přechodových semikoherentních precipitátů a nakonec k vytvoření stabilního precipitátu. [4, 6, 22]



Maximální tvrdosti a pevnosti dosahují slitiny při vzniku koherentních nebo přechodových precipitátů, zatímco vznik stabilního precipitátu značí přestárnutí. [4, 6] Obecně lze říci, že vytvrditelné slitiny nemá význam používat za vyšších teplot, než byla teplota umělého stárnutí. [4]

Výslednou mikrostrukturu tvoří velmi jemné precipitáty rozložené v matici. Precipitáty jsou pozorovatelné pouze pomocí transmisní elektronové mikroskopie (TEM), proto je velmi těžké určit jejich objemový podíl. K tomu se používají různé numerické simulace. Příklad struktury po umělém stárnutí (T6) je uveden na Obr. 3.12. [22]



Obr. 3.12 Mikrostruktura slitiny 6061 po umělém stárnutí (T6) podél směru $\langle 100 \rangle$. [22]

3.5.3 Svařitelnost slitin hliníku

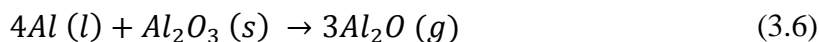
Obecně jsou hliník a jeho slitiny dobře svařitelné konvenčními metodami, s výhodou lze použít i EBW a laserové svařování ke svařování bez přídavného materiálu. Ve svarech hliníku a jeho slitin se může vyskytovat velké množství vad, které mohou přispět ke ztrátě požadovaných vlastností. Vznik trhlin za tepla (likvačních trhlin) je častý problém při svařování. Slitiny hliníku tuhnou dendriticky. Přidáním legujících prvků mohou vznikat různé tuhé roztoky, intermetalické fáze a eutektika s nižší teplotou tuhnutí než má čistý kov. V mezidendritických prostorech tuhne eutektikum jako poslední složka. V případě, že je velký rozdíl mezi teplotou, kdy začnou tuhnout první dendrity a teplotou tuhnutí eutektika, dochází na hranicích dendritů ke vzniku napjatosti, která v důsledku nedostatečné pevnosti slitiny za tepla, způsobí vznik trhlin. Ve většině slitin je vznik nízkotavitelných eutektik způsoben nečistotami. Do slitin hliníku jsou prvky tvořící nízkotavitelná eutektika záměrně přidávány jako legující prvky. To znamená, že všechny slitiny hliníku jsou do určité míry náchylné na vznik trhlin za tepla. Trhliny za tepla se vždy šíří po hranicích zrn v TOO nebo dendritů ve svarovém kovu. [6, 7, 19, 20, 23]

Mezi další vady patří oxidické vměstky a filmy. Kyslík má vysokou afinitu ke hliníku, proto je vždy na povrchu tenká vrstva stabilního oxidu Al_2O_3 . Tento oxid má vysokou tvrdost a mnohem vyšší teplotu tání (2050°C) než samotný hliník, což může způsobovat studené spoje a inkluze. Před svařováním musí být materiál řádně mechanicky zbaven oxidické vrstvy. Při samotném svařování musí být zabráněno tvorbě oxidů ve svarovém kovu, proto se používá při svařování ochranný plyn, nebo v případě EBW vakuum. [6, 7, 18, 19, 20]

Póry se tvoří, když bublina plynu nemůže být uvolněna z roztaveného kovu a je zachycena pevnou fází při tuhnutí. V prvním možném případě tvoří póry vodík a další běžné plyny z okolní atmosféry. Při ochlazování roztaveného kovu se snižuje rozpustnost vodíku v hliníku a tvoří se bubliny, které mohou být ve svarovém kovu zachyceny při tuhnutí. Tyto póry jsou malé a obvykle mají velikost okolo $50\ \mu\text{m}$. Póry se však tvoří i při EBW ve vakuu, kdy vodík nemá přístup k roztavenému kovu. [18, 20, 24]

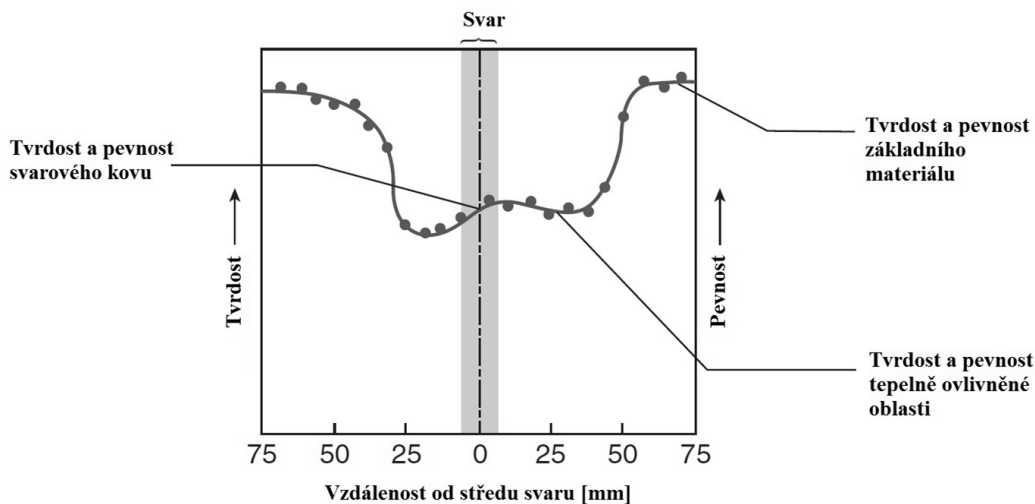
Jednou z možností vzniku velkých pórů s průměrem nad $300\ \mu\text{m}$, může být nedokonalé uzavírání *keyhole* po průchodu svazku. [18] Další možností tvorby pórů je vznik plynu Al_2O za vysoké teploty při svařování dle rovnice 3.6. Al_2O_3 se do svaru může dostat v podobě tenkého filmu na povrchu hliníku a při vysoké teplotě zapříčinit vznik plynné fáze. Se zvyšující se teplotou se zvyšuje parciální tlak Al_2O . Množství pórů silně závisí na tloušťce vrstvy Al_2O_3 , proto musí být povrch materiálu před svařováním řádně očištěn. Póry tohoto původu vznikají

při dosažení maximální teploty svařování a vyskytují se v horní části těsně pod povrchem svaru, zatím co vodíkové póry vznikají v celé horní polovině svaru. [24]



Třetí možností je odpařování legujících prvků s nízkou teplotou vypařování ze slitin hliníku. Nejčastěji dochází k odpařování hořčíku a zinku, pokud je slitina obsahuje. Odpaření malého množství hořčíku nezpůsobí samo o sobě výraznější pokles pevnosti svaru, negativně působí pouze vzniklé póry. Z tohoto důvodu je opět výhodné EBW, protože objem roztaveného kovu, z něhož se mohou prvky odpařovat je menší než u konvenčních metod. [7, 18, 25]

Ve svaru a TOO většinou dochází ke zhoršení pevnosti a tvrdosti oproti základnímu materiálu, důvodem je odpaření hořčíku a dalších prvků tvořící zpevňující fáze nebo vznik vad ve svaru. Naopak lomová houževnatost bývá stejná jako u základního materiálu, nebo se dokonce může zlepšit zejména u vysokopevných slitin hliníku. Pokles tvrdosti může být mezi 10 a 20 % oproti základnímu materiálu. Oblast minimální tvrdosti se nachází v TOO, což souvisí se změnou struktury způsobenou teplotním cyklem v průběhu svařování. [7, 25] Profil tvrdosti a změny mechanických vlastností jsou pro ilustraci zobrazeny na Obr. 3.13.



Obr. 3.13 Schéma vlivu svařování na pevnost a tvrdost slitiny zpracované za studena. [20]

3.6 Svařování slitin titanu

Titan je polymorfní kov s alotropickou přeměnou z nízkoteplotní fáze α (mřížka HCP) na vysokoteplotní fázi β (mřížka BCC) při teplotě 882 °C. [19, 21, 26] Zásadní výhodou titanu je nízká hustota (4510 kg·m⁻³) v porovnání s ocelí a vysoká pevnost. Titan je nemagnetický kov s dobrou tepelnou vodivostí. Má nižší koeficient tepelné roztažnosti oproti oceli a téměř poloviční oproti hliníku. Teplota tání titanu je 1668 °C [19, 21, 26], ale maximální teplota použití je nižší než u oceli. [19]

Titan a jeho slitiny mají oproti ostatním kovům vztaženo k hustotě až výjimečné vlastnosti např. vynikající pevnost, tažnost, lomovou houževnatost a odolnost proti vnějším vlivům. K tomu patří stále mezi lehké kovy. V současnosti jsou téměř nepostradatelné v různých průmyslových odvětvích např. chemickém průmyslu, medicíně, výrobě energií, v mořských a pobřežních konstrukcích, sportu, dopravě apod. Největším spotřebitelem titanových slitin je však letecký a obranný průmysl. [5, 19, 26]

3.6.1 Rozdělení slitin titanu

Stejně jako hliník i titan se většinou nepoužívá jako čistý kov ale ve formě slitin s různými legujícími prvky. Legující přísady se dělí do dvou skupin. První skupina jsou prvky, které tvoří intersticiální tuhé roztoky (vodík, kyslík, dusík a uhlík). Druhou skupinu tvoří prvky, které tvoří substituční roztoky (Al, Cr, Nb, Cu, Fe, Mn, V apod.). [6]

Přísadové prvky lze dále dělit na prvky stabilizující fázi α (Al, O, N, C). Protože nekovy O, N a C jsou nečistoty, má praktický význam jako stabilizátor fáze α pouze Al. Druhou skupinu tvoří prvky stabilizující fázi β . Při dostatečné koncentraci těchto prvků zůstává fáze β stabilní i při pokojové teplotě (V, Nb, Mo, Ta), nebo se při nižší teplotě rozpadá eutektoidní přeměnou (Cu, Si, Cr, Mn, Fe). Poslední skupinou jsou prvky, které nemají na teplotu fázové přeměny vliv a jsou tedy neutrální (Sn, Zr). [5, 6, 19, 21, 26] Porovnání vlastností slitin titanu je uvedeno v Tab. 3.4.

Slitiny α jsou slitiny obsahující převážně α fázi. Jsou to slitiny s velkou tepelnou stabilitou, dobrou pevností a odolností proti křehkému porušení i za velmi nízkých teplot. Mají dobrou žáropevnost do 300 °C. Používají se nejčastěji v chemickém průmyslu. Tyto slitiny jsou obvykle zpracovávány za studena s následným rekrytalizačním žiháním. α slitiny mají dobrou svařitelnost. Mezi α slitiny patří i komerčně čistý Ti (CP – Ti), jehož vlastnosti silně závisí na obsahu intersticiálních nečistot a případných legujících prvků. [5, 6, 19, 21, 26]

Slitiny $\alpha + \beta$ obsahují jeden nebo více prvků stabilizujících fáze α a β . Při pokojové teplotě struktura obsahuje obě fáze. Výsledná struktura závisí na tepelném zpracování a tváření. Může být tvořena rovnoosými zrny, lamelami obou tuhých roztoků, případně směsí obou těchto morfologií. $\alpha + \beta$ slitiny jsou nejpoužívanějšími slitinami titanu. Obvykle se používají ve vyžehnaném stavu, ale lze je i vytvrzovat. Tyto slitiny se používají pro silově zatížené součásti, jako jsou lopatky turbín a kompresorů, spojovací elementy, součásti leteckých draků, části podvozků letadel, jízdní kola, sportovní náčiní apod. [5, 6, 21, 19, 26]

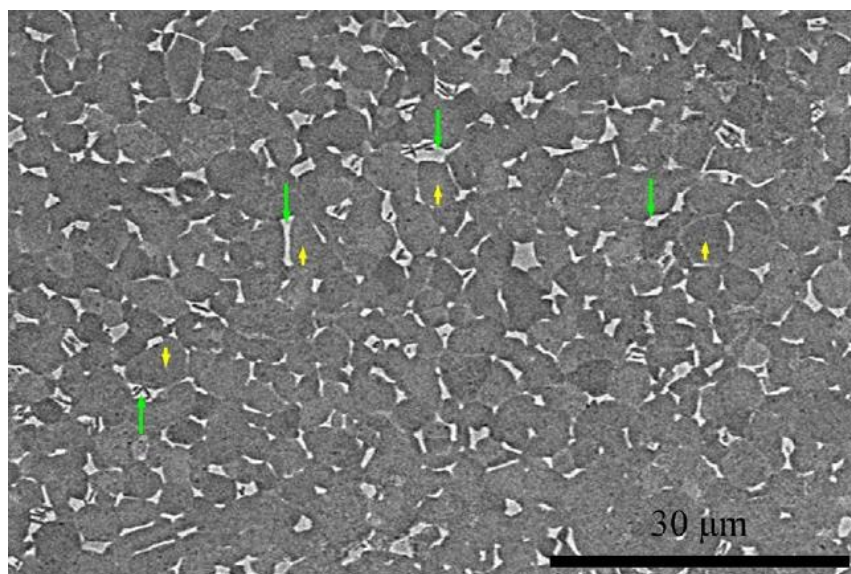
Slitiny β – jsou slitiny s větším obsahem prvků stabilizujících β fázi než $\alpha + \beta$ slitiny. Mají schopnost vytvrzení, po kterém dosahují vysoké meze pevnosti až 1400 MPa. Vytvrzování spočívá v transformaci malých částí objemu β fáze do fáze α , strukturu pak tvoří jemné částičky fáze α v matici z fáze β . Vzniká tak disperzní zpevnění. Slitiny β mají vysokou lomovou houževnatost a vykazují superplastické chování. Nevýhodou těchto slitin je vyšší hustota oproti čistému titanu i slitinám α , důvodem je velké množství legujících prvků, které mají vysokou hustotu. Dále mají špatnou svařitelnost a špatné oxidační vlastnosti. [5, 6, 19, 26]

Tab. 3.4 Vlastnosti α , $\alpha + \beta$ a β Ti slitin [5]

	α slitiny	$\alpha + \beta$ slitiny	β slitiny
Hustota	+	+	-
Pevnost	-	+	++
Tvářitelnost	-/+	+	+/-
Lomová houževnatost	+	-/+	+/-
Creepová pevnost	+	+/-	-
Korozní odolnost	++	+	+/-
Oxidační vlastnosti	++	+/-	-
Svařitelnost	+	+/-	-
Tváření za studena	--	-	-/+

3.6.2 Popis slitiny Ti6Al4V

Nejpoužívanější slitina titanu je $\alpha + \beta$ slitina Ti6Al4V. Jak už z označení vyplývá, nejdůležitějšími legujícími prvky jsou Al a V. [5, 19, 26, 27] Struktura i vlastnosti závisí na tepelném zpracování, které se skládá z ohřevu nad teplotu fázového přechodu z α na β a následného ochlazení. Při pomalém ochlazování dochází k nukleaci částic α na hranicích zrn fáze β . Další ochlazování způsobuje růst částic α . Výslednou strukturu lze ovlivnit rychlostí ochlazování a legujícími prvky. V stabilizuje částice β ve struktuře, obecně lze říci, že se zvyšujícím obsahem V bude výsledná struktura obsahovat více fáze β . V případě slitiny Ti6Al4V po pomalém ochlazení je výsledná struktura tvořena maticí α fáze a částicemi fáze β , jak je patrné z Obr. 3.14. [26]



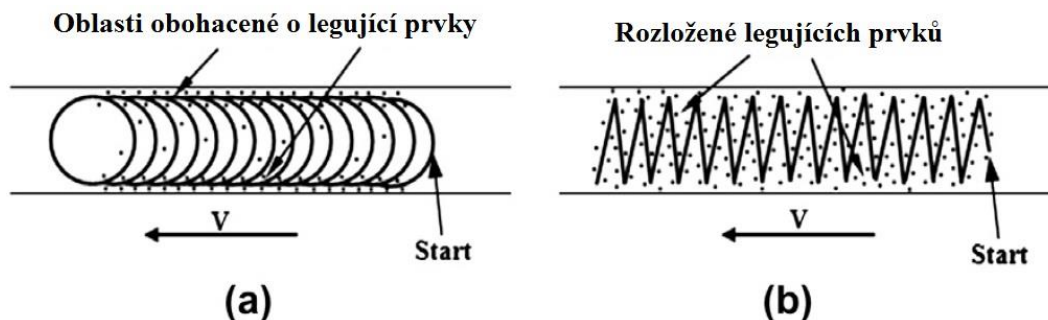
Obr. 3.14 Mikrostruktura slitiny Ti6Al4V (fotografie ze SEM). Žluté šipky označují fázi α a zelené fázi β . [27]

Pokud se jako tepelné zpracování dále aplikuje umělé stárnutí, vznikají částice disperzní fáze Ti_3Al v průběhu ochlazování a rychlost ochlazování je řídicím krokem vzniku těchto částic. Dalším možným tepelným zpracováním je kalení. Kalení probíhá z teploty vyšší, než je teplota přeměny α na β . Výsledná struktura je tvořena zcela, nebo částečně martenzitickou fází α . Martenzitická fáze je tvořena buď fází α' , která má hexagonální mřížku, nebo fází α'' s ortorombickou mřížkou, nebo jejich kombinací. Tvar a velikost jednotlivých fází má zásadní vliv na vlastnosti této slitiny. Fáze β zapříčiňuje zejména zvýšení pevnosti, houževnatosti a brání nukleaci a růstu mikrotrhlin. Nejčastěji vzniká lamelární struktura. [26]

3.6.3 Svařitelnost slitin titanu

Komerčně čistý titan i slitiny α mají dobrou svařitelnost. Tyto slitiny je vhodné svařovat ve vyžíhaném stavu, aby neklesla pevnost v TOO. Svařitelnost $\alpha + \beta$ a β slitin je horší než slitin α . Především ve vytvrzeném stavu jsou tyto slitiny náchylné na praskání a svarový spoj nemá stejně velkou pevnost jako základní materiál. [5, 6, 19] Titan silně reaguje s kyslíkem při vyšších teplotách, proto je možné svařovat titan a jeho slitiny pouze v dokonalé ochranné atmosféře, nebo ve vakuové komoře. Tuto ochranu je nutné dodržet, než teplota klesne pod 450 °C. [5, 28]

Kyslík a další intersticiální nečistoty způsobují zkřehnutí svarového kovu, snížení houževnatosti a tažnosti, zároveň se zvyšuje tvrdost a pevnost. Při EBW má na výslednou jakost svaru vliv několik parametrů např. rychlost svařování, použité napětí i nastavení oscilace svazku. Obecně se při svařování slitin titanu nelze vyhnout segregaci prvků ve svarovém kovu, která má negativní vliv na kvalitu celého spoje. Oscilací svazku lze dosáhnout jisté kontroly rozložení prvků ve svaru, protože oscilací dochází k promíchávání tekutého kovu ve svarové lázni. Rozdíl v rozložení prvků při různém módu oscilace je zobrazen na Obr. 3.15. [6, 19, 28]

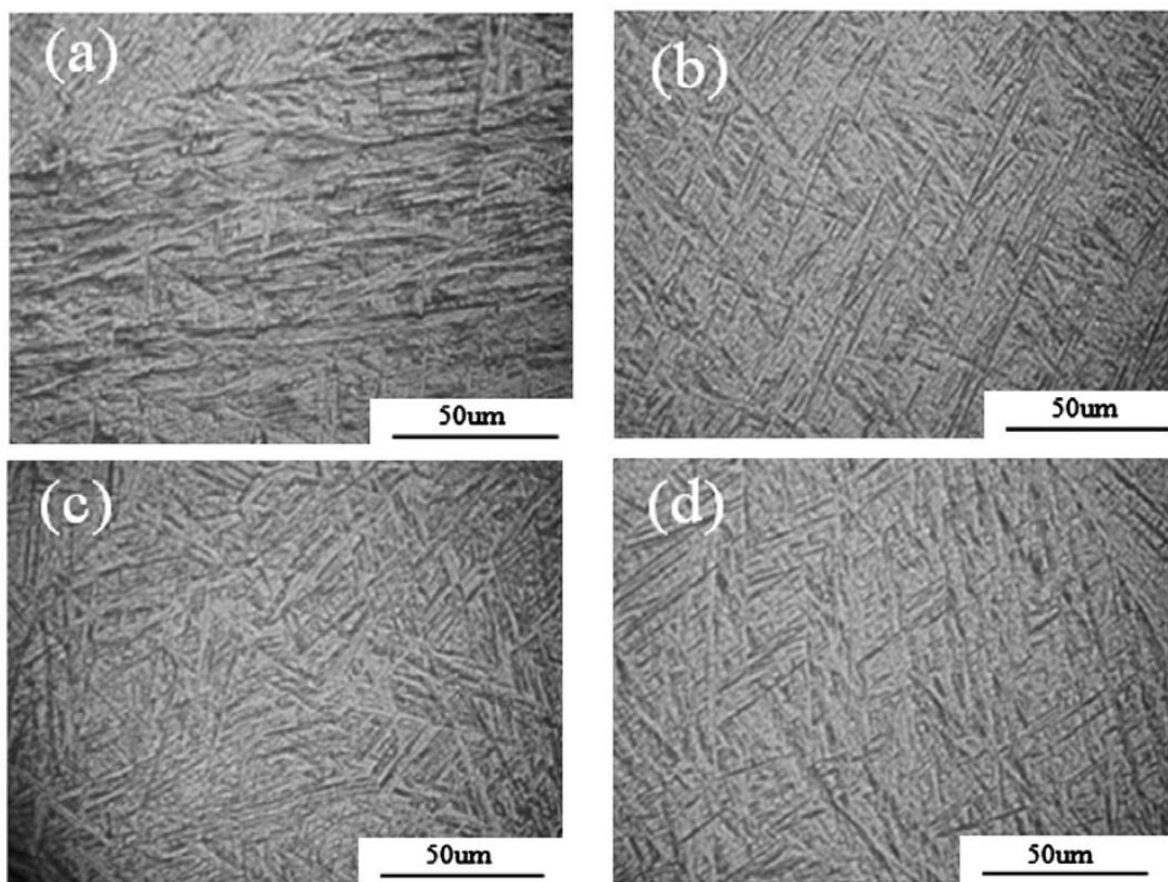


Obr. 3.15 Rozložení prvků pro různé druhy oscilace EB. a) kruhová; b) lineární [28]

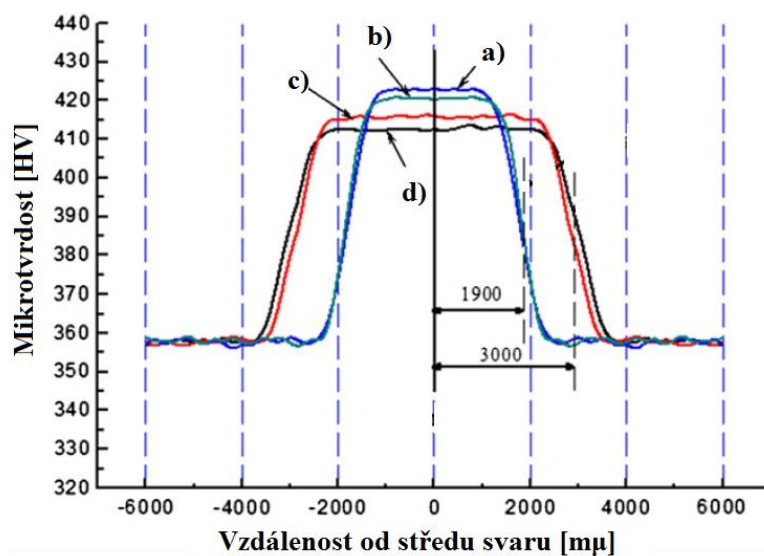
Póry ve svaru se objevují v důsledku přítomnosti vodíku, aby byl svar bez pórů, musí být obsah vodíku menší než 150 ppm. [19, 28] Při svařování dochází ke změnám struktury v TOO v důsledku polymorfních přeměn titanu. Při nejvyšších teplotách se v TOO objevuje β fáze k přeměně však nikdy nedojde kompletně. V závislosti na chemickém složení a rychlosti ochlazování, lze pozorovat různé formy přeměny fáze β na α , včetně bezdifúzní martenzitické přeměny. Dále je možné pozorovat v TOO růst zrn fáze β . Po transformaci β na α může mít fáze α jehlicovou morfologii, nebo Widmannstättenovu strukturu ve dvoufázových slitinách. Při svařování β slitin nedochází v TOO k polymorfní přeměně. [6, 28]

Při vysoké ochlazovací rychlosti probíhá ve svarovém kovu bezdifúzní martenzitická přeměna a z fáze β se tvoří martenzitická fáze α' ve formě plošných desek. Velké krystaly fáze α' nukleují podél rozhraní s nenataveným materiálem, nebo na už zkrystalizovaných částicích fáze β . Jakmile dojde ke snížení teploty natolik, že pevná i kapalná fáze mohou koexistovat, začínou růst sloupovitá zrna. Interakcí již vzniklých a nově rostoucích zrn vzniká jehlicová struktura. [6, 28] Porovnání struktury před svařením a po svaření je uvedeno na Obr. 3.14 a Obr. 3.16.

Mechanické vlastnosti svarového kovu a TOO se diametrálně liší od vlastností základního materiálu. Tvrdost se rapidně zvyšuje ve svarovém kovu, jak lze vidět na Obr. 3.17, kde jsou porovnané tvrdosti vzorků z Obr. 3.16 v závislosti na jejich struktuře. Vyšší tvrdost oproti základnímu materiálu vykazuje i TOO. Vyšší tvrdost a pevnost oproti základnímu materiálu se přisuzuje přítomnosti martenzitické struktury α' , což dokládá úzký vztah mezi vlastnostmi a mikrostrukturou. [28]



Obr. 3.16 Mikrostruktura svarového kovu slitiny Ti-6Al-4V, svařeno pomocí EBW s různými parametry: a) $I_B = 50 \text{ mA}$ $v = 900 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ kruhová oscilace svazku; b) $I_B = 40 \text{ mA}$ $v = 600 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ lineární oscilace svazku; c) $I_B = 40 \text{ mA}$ $v = 300 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ lineární oscilace svazku; d) $I_B = 30 \text{ mA}$ $v = 300 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ bez oscilace svazku. [28]



Obr. 3.17 Mikrotvrdost svařů (z Obr. 3.16) ze slitiny Ti-6Al-4V. [28]

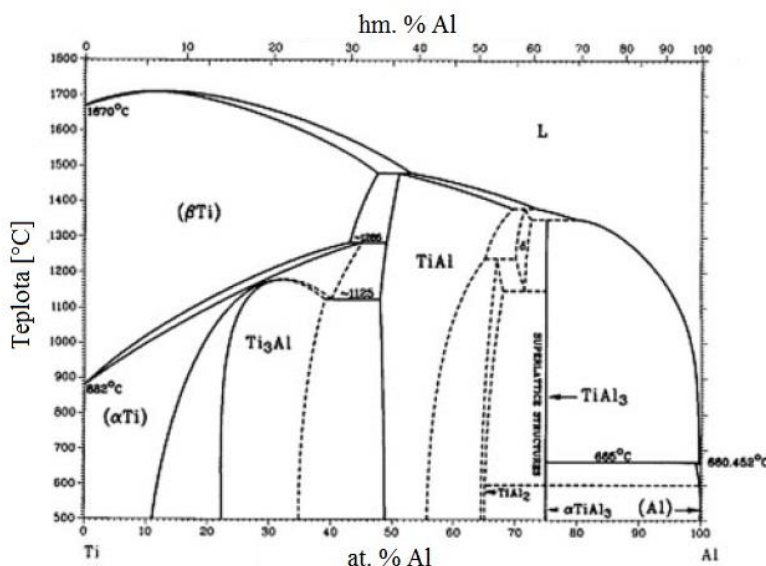
3.7 Heterogenní svarové spoje Ti/Al

Svařování dvou rozdílných kovů je obecně problém z důvodu rozdílných fyzikálních, chemických a metalurgických vlastností základních materiálů a je velmi složité najít optimální parametry procesu. Hlavním požadavkem na dva svařované kovy je vzájemná rozpustnost a podobná teplota tání. Velký rozdíl mezi teplotou tání titanu ($1667\text{ }^{\circ}\text{C}$) a hliníku ($660\text{ }^{\circ}\text{C}$) představuje pro tavné svařování velký problém. Svařování titanu s jinými kovy je obecně velmi problémové z důvodu zkřehnutí svaru v důsledku tvorby intermetalických fází v závislosti na tepelně-časových cyklech v průběhu procesu. Hodnoty mechanických vlastností svařovaných konstrukcí zřídka dosahují hodnot základního materiálu, a obvykle odpovídají hodnotám pro lité lamelární struktury. Některé vlastnosti mohou být i zlepšeny, jedná se zejména o únavové a creepové vlastnosti a lomovou houževnatost. [2, 5, 29, 30]

Dva rozdílné kovy lze spojit mechanicky např. nýtováním a sešroubováním. To však není ideální pro moderní aplikace v leteckém průmyslu. Ve snaze potlačit vznik křehkých fází ve svarech byly široce zkoumány nekonvenční metody spojování např. svařování třením, difuzní spojování, pájení nebo svařování výbuchem. Avšak až na pájení je většina těchto metod nevhodná pro použití zejména v letectví, kde je často nutné spojovat drobné součásti v malém prostoru. [1, 2, 3, 29, 30, 31]

Metodami vhodnými pro svařování dvou rozdílných kovů mohou být svařování laserovým svazkem, kterému se věnuje velká pozornost a existuje velké množství publikací o jeho využití, nebo svařování elektronovým svazkem, které je stále rozvíjející se metodou a není k němu takové množství publikací. Tyto dvě metody jsou výhodné díky přesné aplikaci velkého množství energie do místa svaru a minimalizaci TOO, jak bylo popsáno v předchozích kapitolách.

Vliv na vznik křehkých fází mají i legující prvky ze slitin hliníku a titanu. K zamezení jejich vzniku lze použít jiné legující prvky, uvádí se Si, který zabraňuje vzniku fáze TiAl_3 a prvky vzácných zemin. [2, 29]

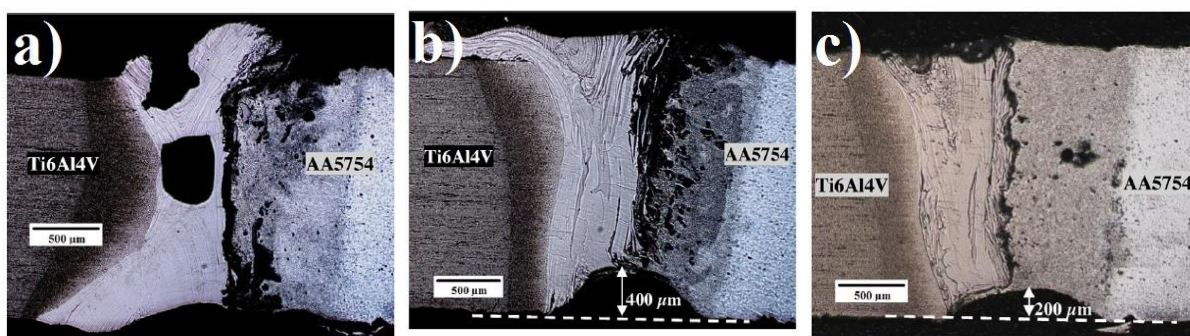


Obr. 3.18 Binární fázový diagram Ti – Al [2]

Binární fázový diagram Ti – Al na Obr. 3.18 ukazuje průběh tvorby fází na rozhraní Ti/Al. Při obsahu hliníku menším jak 13 at. %, klesá rozpustnost hliníku v α Ti s klesající teplotou. Při vyšším obsahu Al se začínají tvořit fáze nejdříve více bohaté na titan (Ti_3Al), dále jak obsah

titanu klesá, tvoří se fáze s vyšším obsahem hliníku např. TiAl , TiAl_2 a TiAl_3 . Titan je v hliníku špatně rozpustný, už při obsahu Ti vyšším jak 2 at. % vzniká fáze TiAl_3 , která tvoří tenkou vrstvu na rozhraní titanová slitina (dále jen Ti)/svarový kov a způsobuje křehkost rozhraní heterogenních spojů Ti/Al, pokud jsou na spoj kladeny vyšší nároky na pevnost a houževnatost musí být tato vrstva omezena na maximální tloušťku 10 μm . [2, 29]

V heterogenních svařech se objevují běžné vady, jako póry způsobené zatuhnutím bublin vypařujícího se kovu, nebo trhliny vzniklé rozdílnou tepelnou roztažností obou kovů. Vliv na vznik vad i tvorbu intermetalik má offset EB (vychýlení svazku do jednoho z materiálů), jeho správným nastavením lze i omezit množství nežádoucích fází. Příklad některých vad a vliv změny offsetu na výslednou strukturu svaru je zobrazen na Obr. 3.19, kde lze vidět i změnu tloušťky svaru v kořeni. To může být způsobeno rozdílným objemem svarové lázně, rozdílnou viskozitou obou kovů a kapilárním efektem při svařování v *keyhole* režimu. [1, 30]

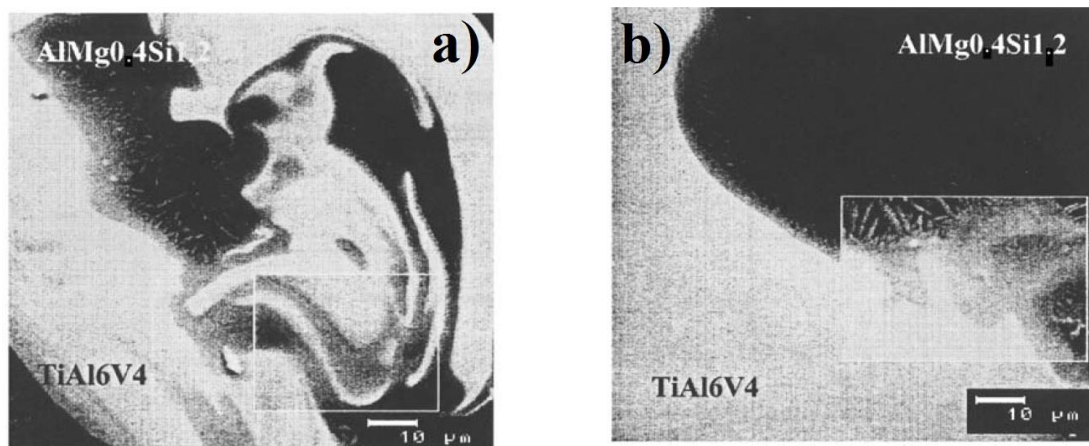


Obr. 3.19 Makro pohled na Ti6Al4V/AA5754 svar. a) offset 0,2 mm do Ti6Al4V; b) bez offsetu; c) offset 0,2 mm do AA5754 [32]

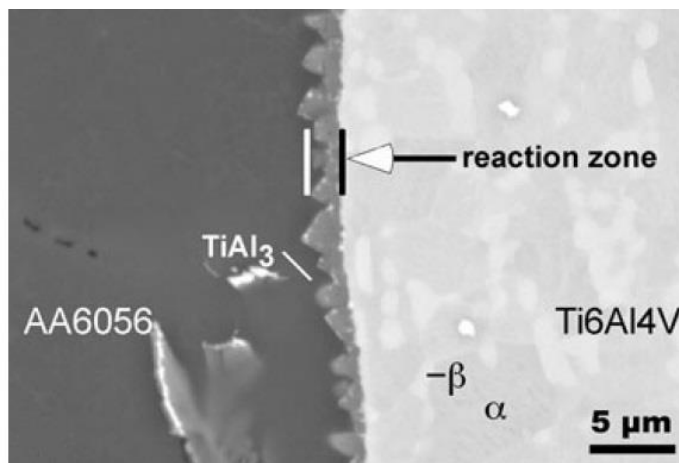
Struktura na rozhraní Ti/svarový kov se vyznačuje ostrým lineárním přechodem bez pórů a trhlín v celé tloušťce svaru, zatím co na straně hliníku takový ostrý přechod neexistuje. To je dáno rozdílnou tepelnou vodivostí titanu a hliníku. Intermetalická vrstva na rozhraní Ti/svarový kov často obsahuje křemík, který může být součástí slitiny hliníku, nebo přídavného materiálu pokud je použit. Taková vrstva má složení AlSiTi a vzniká z důvodu vyšší rychlosti difuze křemíku než hliníku v $\alpha\text{-Ti}$. Přítomnost Si může také způsobovat vznik Al-Si eutektika na hranicích zrn, nebo intermetalik $(\text{Al}, \text{Si})_3\text{Ti}$. Nežádoucí je segregace Si na rozhraní, protože pak mohou okolo rozhraní vznikat trhliny. [2]

Z hlediska mikrostruktury můžeme svar rozdělit na dvě poloviny, na polovinu bohatou na titan a na polovinu bohatou na hliník. V těchto dvou částech mohou vznikat intermetalické fáze. Příklad struktury intermetalických fází je zobrazen na Obr. 3.20. Intermetalické fáze mají různé složení a mikrostrukturu v závislosti na poloze ve svaru, promíchání obou roztavených kovů a zejména na legujících prvcích obou slitin. Na zjištění přítomnosti intermetalických fází obvykle stačí SM. Chemické složení fází se nejčastěji vyhodnocuje skenovací elektronovou mikroskopií (SEM) pomocí EDX. [29, 31, 32]

Mimo intermetalických fází odděluje obě poloviny výrazné Ti/Al rozhraní tzv. reakční zóna. Morfologie rozhraní určuje výsledné vlastnosti spoje. Příklad takového rozhraní je na Obr. 3.21, kde je vyznačeno intermetalikum na bázi TiAl_3 „prorůstající“ do hliníkové slitiny. Šířka této reakční zóny je velmi tenká v řádech jednotek μm . [1, 31]



Obr. 3.20 Různé fáze vyskytující se v Ti/Al svaru v různých místech. a) horní část svaru; b) dolní část svaru [29]



Obr. 3.21 Morfologie rozhraní Ti/Al a vyznačení reakční zóny (*reaction zone*) [31]

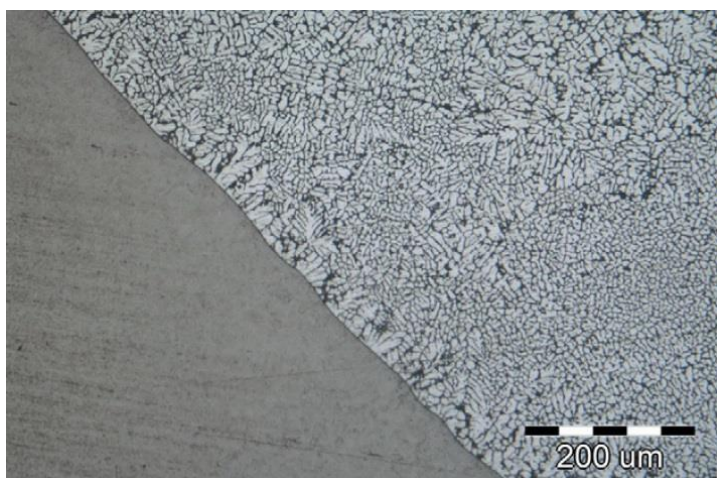
Přítomnost pouze malého množství intermetalik na rozhraní Ti/svarový kov, výrazně negativně neovlivní mechanické vlastnosti svaru. Mikrotvrdost se na rozhraní titanové slitiny a svarového kovu zvýší, díky vzniku intermetalické vrstvy. Obecně je mikrotvrdost v titanové slitině konstantní, ve svarovém kovu následuje prudký pokles tvrdosti s případným výskytem skokového zvýšení tvrdosti v oblasti intermetalických fází a následným poklesem, v hliníkové slitině je opět tvrdost konstantní. Různé intermetalické fáze ve svarovém kovu obecně snižují mechanické vlastnosti a přispívají ke snížení meze pevnosti svaru až pod hranici meze pevnosti hliníkového základního materiálu. Při zkoušce tahem svary praskají v TOO hliníku a trhliny se šíří do svarového kovu přes intermetalické fáze, nebo přímo v oblasti výskytu velkého množství intermetalických fází. Nebezpečná je zejména fáze Al_3Ti , protože způsobují vznik trhlin při tuhnutí z důvodu rozdílné tepelné roztažnosti v porovnání s okolním materiálem. [2, 29, 31, 32]

3.7.1 Pájené spoje Ti/Al

Zabránění promíchání obou komponent, a tím pádem zamezení vzniku tvrdých a křehkých intermetalik, by mělo vést ke zvýšení mechanických vlastností spoje. [32] Pájeného spoje lze dosáhnout dvěma způsoby. První je, že bude elektronový svazek vychýlen do hliníkové slitiny, ta se nataví a obklopí nenatavenou slitinu titanu. Druhou možností je tavit pouze přídavný

materiál (případně přídavný materiál a slitinu hliníku) a touto taveninou obtékat nenatavenou slitinu titanu. Při použití první možnosti jsou obvykle oba výchozí materiály přiloženy k sobě vyleštěnými plochami bez úkosů, ve druhém případě je možné úkos použít a chybějící materiál je doplněn přídavným materiálem. Dále bude popsána pouze první možnost. [3, 33]

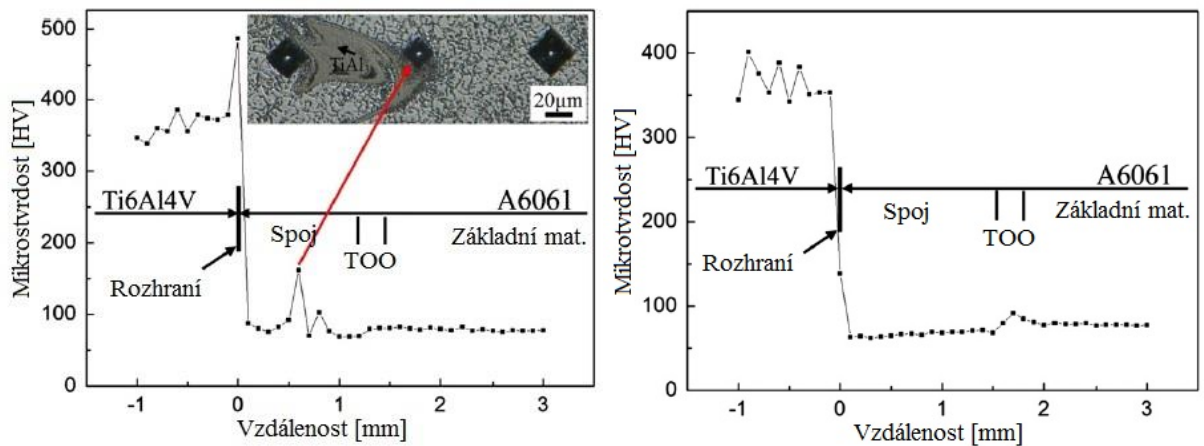
Ovládání vychýlení svazku (offsetu) může ovlivnit strukturu výsledného rozhraní, nedostatečně malý offset způsobí nežádoucí natavení titanové slitiny a vznik intermetalických fází, naopak velký offset způsobí necelistvost spoje a ztrátu veškerých mechanických vlastností. Struktura titanové slitiny by měla být beze změn, pokud však vznikne TOO, vyznačuje se u $\alpha + \beta$ slitin zvýšeným obsahem fáze α . U slitiny hliníku, která byla na rozhraní roztavena, dochází k růstu sloupcovitých krystalů ze základního materiálu, které se postupně směrem do středu spoje mění v rovnoosé krystaly. Mezi slitinou titanu a hliníku se vyskytuje ostré rozhraní, jak je zobrazeno na Obr. 3.22. [3, 33]



Obr. 3.22 Rozhraní Ti/Al v pájeném spoji s přídavným materiálem. [3]

Na rozhraní se tvoří tenká intermetalická vrstva (TiAl_3), která „vrůstá“ do nenatavené titanové slitiny a se zvyšujícím se offsetem se ztenčuje a ztrácí celistvost. Tloušťka této vrstvy se pohybuje v řádu stovek nm a nebyl prokázán její negativní vliv na výsledné vlastnosti. [3, 33]

Pokud nedojde k natavení titanové slitiny, a tím pádem je zamezeno vzniku intermetalických fází, dochází při měření mikrotvrdosti k výraznému skokovému poklesu na rozhraní Ti/ztuhlý kov. Dále je mikrotvrdost konstantní a mírně se zvýší v základním materiálu. Porovnání profilů mikrotvrdosti při natavení slitiny titanu a vzniku intermetalických fází je na Obr. 3.23. Pevnost v tahu takového spoje mírně roste v závislosti na zvyšujícím se offsetu, až do hodnoty offsetu, který nezaručí kompaktní spojení. Maximální hodnota meze pevnosti spoje je podle Songa et al. [33] 72 % pevnosti výchozí hliníkové slitiny. [33]



Offset 0,3 mm do Al – vznik intermetalik

Offset 0,9 mm do Al bez intermetalik

Obr. 3.23 Porovnání profilů mikrotvrdosti pro dvě hodnoty offsetu laserového svazku. [33]

Pájené spoje s natavením titanové slitiny obsahují stejné vady, jako svarové spoje tzn. póry, trhliny apod. Správně provedené pájené spoje bez natavení povrchu titanové slitiny By tyto běžné vady obsahovat neměli, to je jeden z důvodů zvýšení jejich mechanických vlastností. [33]

4 Popis experimentu

4.1 Svařování elektronovým svazkem

Svařování se uskutečnilo v univerzálním zařízení pro-beam EBG 60-150 K26 s oddělenou vakuovou komorou, které je zobrazeno na Obr. 4.1.



Obr. 4.1 Univerzální komorové zařízení Pro-Beam EBG 60-150 K26.

Ve všech případech probíhalo svařování bez přídavného materiálu. Na zkušebních destičkách byly provedeny svary vypsané v Tab. 4.1. K ovládání svazku byl použit již vytvořený program v systému Sinumerik.

Tab. 4.1 Seznam vytvořených svarů.

Metoda přípravy	Měřená veličina	Velikost změny [mm]	Označení vzorku
Fokus EB pod/nad povrch	Hloubka fokusace	0	I
		-4	II
		4	III
Vychýlení EB	Vychýlení do slitiny Al	0	0
		0,4	0,4
		0,5	0,5
		0,6	0,6
		0,5	0,5+
Vychýlení EB + předehřev	Vychýlení do slitiny Al	0,5	0,5+

K fokusaci EB se používá fokusační cívka, kterou protéká elektrický proud. Změnou velikosti proudu dochází ke změně fokusace. V provedeném experimentu odpovídá změna velikosti fokusačního proudu o 1 mA změně hloubky fokusace o asi 1 mm. U vzorku I je tedy

EB fokusovaný přímo na povrch materiálu, u vzorku II je EB fokusovaný 4 mm pod povrch materiálu a u vzorku III je EB fokusovaný 4 mm nad povrch vzorku. Svařování s rozdílnou fokusací EB, vždy probíhalo bez vychýlení od rozhraní mezi materiály. Svařování s vychýlením EB do slitiny hliníku probíhalo vždy s fokusací na povrch materiálu.

4.2 Použité materiály

4.2.1 Slitina titanu

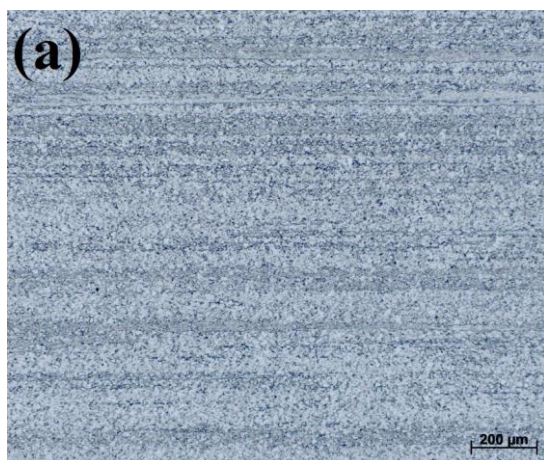
Ke svařování byla použita v leteckém průmyslu nejpoužívanější $\alpha + \beta$ slitina titanu Ti6Al4V s normou DIN 3.7165 předepsaným chemickým složením uvedeným v Tab. 4.2, po tepelném zpracování tzv. *mill annealing*, které spočívá v žíhání na nižší teplotu (705 až 790 °C) po delší dobu (1 až 4 hodiny) a následném ochlazení na vzduchu, takže u slitin $\alpha + \beta$ zůstanou zachovány obě fáze. Chemické složení uvedené výrobcem (VSMPO-AVISMA Corporation, Rusko) je uvedeno v Tab. 4.3. Strukturu použité slitiny tvoří rovnoosá zrna fáze α a β , struktura výchozího materiálu je zobrazena na Obr. 4.2. Slitina Ti6Al4V nabízí vysokou pevnost (R_e až 1130 MPa a R_m až 1220 MPa v závislosti na tepelném zpracování).

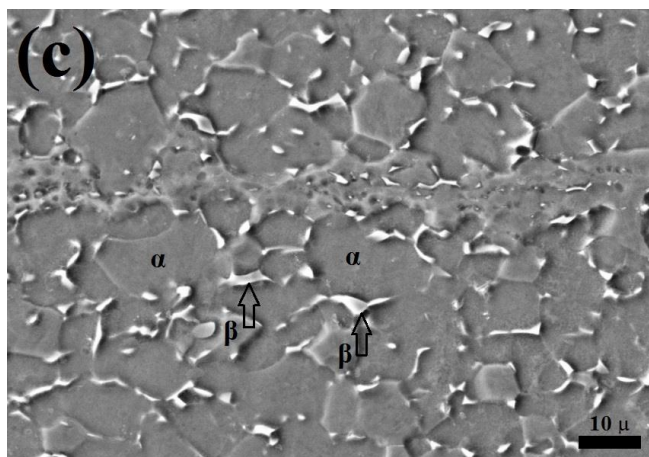
Tab. 4.2 Předepsané chemické složení (hm. %) slitiny Ti6Al4V.

C	Al	N	O	V	Fe	H
max. 0,10	5,50 – 6,75	max. 0,05	max. 0,02	3,50 – 4,50	max. 0,40	max. 0,015
Ostatní		Ti				
jednotlivě	celkem					
max. 0,10	max. 0,40	zbytek				

Tab. 4.3 Chemické složení (hm. %) slitiny Ti6Al4V uvedené výrobcem.

C	Al	N	O	V	Fe	H
0,007	6,46	0,004	0,166	4,11	0,21	0,0055
Ostatní		Ti				
jednotlivě	celkem					
-	-	zbytek				





Obr. 4.2 Snímky výchozích struktur základního materiálu slitiny Ti6Al4V při různém zvětšení. (c) s vyznačením fází α a β

4.2.2 Slitina hliníku

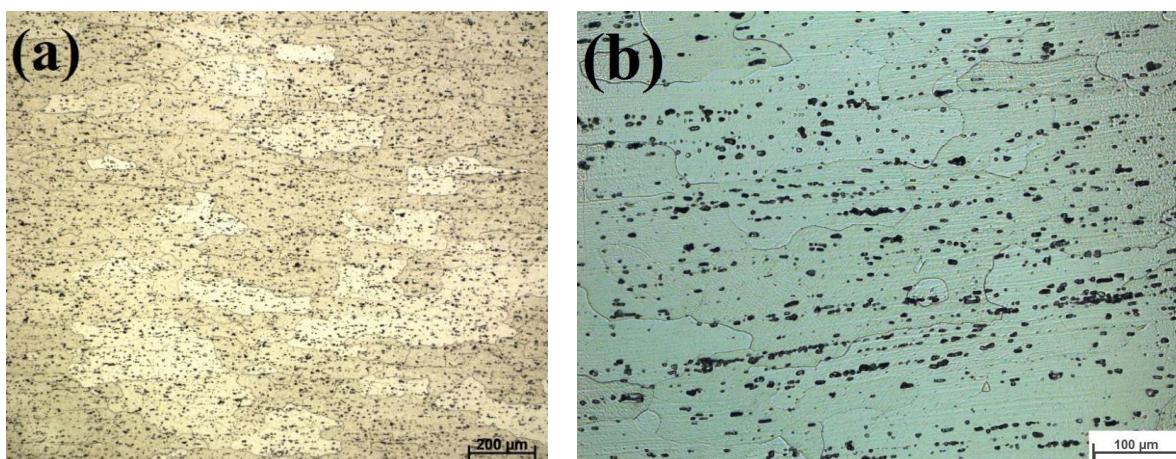
Dále byla použita slitina hliníku EN AW-6061 – T651 (dále jen 6061) s normou ČSN EN 573 předepsaným chemickým složením uvedeným v Tab. 4.4, po tepelném zpracování T651, které se skládá z řízené deformace a následného umělého stárnutí. Chemické složení použité slitiny bylo zjištěno EDS analýzou pomocí SEM Philips XL30 s EDS detektorem OXFORD a je uvedeno v Tab. 4.5. Struktura použité slitiny obsahuje tuhý roztok α a částice vytvrzující fáze β na bázi Mg_2Si , dále může slitina obsahovat komplexní fáze vznikající v závislosti na obsahu dalších prvků např. Fe. Výchozí mikrostruktura použité slitiny je zobrazena na Obr. 4.3. Tato slitina patří mezi vysokopevné slitiny hliníku pro vysoce zatížené konstrukční aplikace. Používá se zejména v železniční dopravě, strojírenství a leteckém průmyslu. Vzhledem k vyššímu obsahu Cu má nižší korozní odolnost v porovnání s jinými používanými slitinami hliníku. Mechanické vlastnosti slitiny silně závisí na použitém tepelném zpracování, po přirozeném stárnutí lze dosáhnout $R_{p0,2}$ maximálně 110 MPa a R_m až 180 MPa, po umělém stárnutí může být $R_{p0,2}$ až 240 MPa a R_m až 260 MPa.

Tab. 4.4 Předepsané chemické složení (hm. %) slitiny 6061.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
0,40 – 0,80	max. 0,70	0,15 – 0,40	max. 0,15	0,80 – 1,20	0,04 – 0,35	max. 0,25
Ti	Ostatní		Al			
	jednotlivě	celkem				
max. 0,15	max. 0,05	max. 0,15	zbytek			

Tab. 4.5 Chemické složení (hm. %) použité slitiny 6061 zjištěné EDS analýzou.

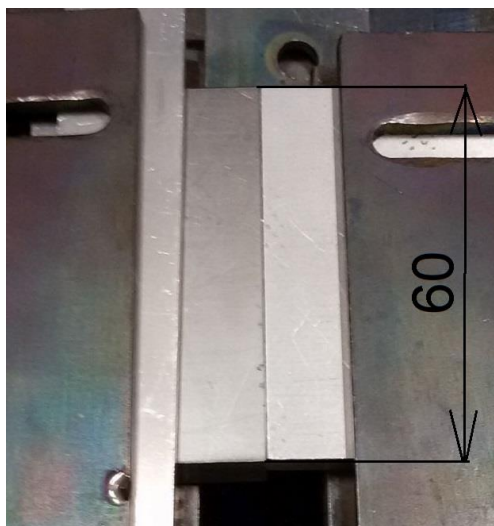
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
0,72	0,45	0,24	0,14	1,11	0,07	0,05
Ti	Ostatní		Al			
	jednotlivě	celkem				
0,01	0,003 (Ca)	-	zbytek			



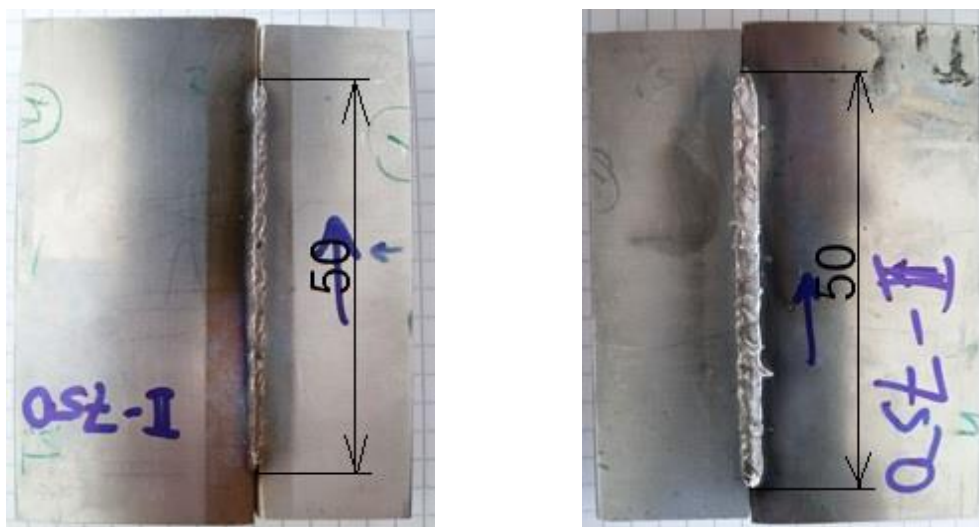
Obr. 4.3 Snímky výchozích struktur základního materiálu slitiny 6061 při různém zvětšení.

4.3 Popis vzorků pro svařování

Z plechu z každého materiálu byly připraveny vzorky o rozměrech 60×20 mm, aby při zvolené délce svaru 50 mm svar nezačínal, resp. nekončil přesně na okraji vzorků. Tloušťka k výrobě vzorků použitých plechů byla 8 mm v případě slitiny 6061 a 8,5 mm v případě slitiny Ti6Al4V. Vliv na kvalitu svarového spoje má také kvalita styčných ploch mezi svařovanými vzorky. Proto byly styčné plochy obou materiálů před svařením řádně očištěny, což zahrnovalo obroušení a odmaštění, a zabroušeny do roviny tak, aby k sobě v celé ploše delších stran doléhaly. Následně byly vzorky upnuty do speciálního přípravku, příklad upnutí vzorku před svařováním je zobrazen na Obr. 4.4, a v co nejkratší době od přípravy svařeny, již svařený vzorek je zobrazen na Obr. 4.5.



Obr. 4.4 Titanový (Ti6Al4V) a hliníkový (6061) plech před svařením.



Obr. 4.5 Svar slitin Ti6Al4V a 6061 (vzorek II), šipka ukazuje směr svařování.
a) horní část svaru; b) kořen svaru

4.4 Parametry svařování

Nejdříve byly svařeny vzorky s různou fokusací svazku. V Tab. 4.6 jsou zaznamenány parametry použité při svařování. Dále byly při stejných parametrech svařeny vzorky s vychýlením svazku 0,4 a 0,6 mm od rozhraní mezi materiály do slitiny 6061. Pro porovnání byl svařen i vzorek s fokusací na povrch materiálu a bez vychýlení. V dalším kroku byl svařen vzorek s vychýlením 0,5 mm od rozhraní do slitiny 6061.

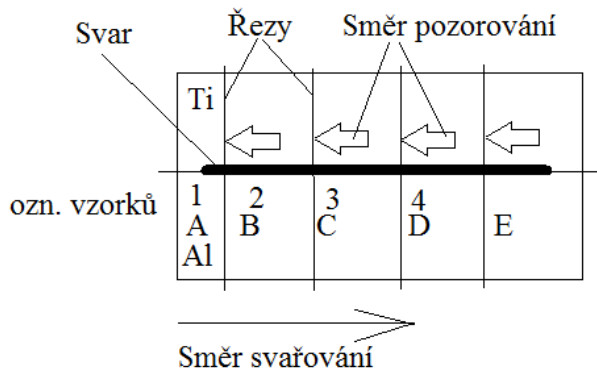
Tab. 4.6 Použité parametry svařování.

Parametr	Zkratka	Jednotka	Hodnoty pro jednotlivé vzorky			
			I	II, III	0; 0,4; 0,6	0,5; 0,5+
Urychlovací napětí	U_B	kV			120	
Proud svazku	I_B	mA			20	
Topný proud	I_f	A	28,4	28,4	28,3	28,0
Proud čoučkou	S_{SL}	mA	2373,6	2375,8	2375,2	2373,6
Rychlost svařování	v	$\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$			15	
Průměr svazku	d_{spot}	mm			2	
Kalibrační konstanta	k_w	-	5245	5245	5259	5711
Vakuum v pracovní komoře		mbar			$9 \cdot 10^{-5}$	
Vakuum v elektronovém dělu		mbar			$1,6 \cdot 10^{-5}$	

Po vyhodnocení výsledků z provedených svarů, které budou uvedeny ve výsledkové části této práce, byl svařen další vzorek s vychýlením o 0,5 mm od osy svaru do slitiny 6061, tentokrát s aplikovaným přehřev slitiny Ti6Al4V, bude zdůvodněno později. K přehřevu byl použit proud svazku 1,3 mA a doba přehřevu 5 minut. Teplota přehřevu byla stanovena 400 °C, pomocí pyrometru uvnitř vakuové komory, bylo potvrzeno dosažení této teploty na povrchu slitiny Ti6Al4V.

4.5 Příprava metalografických vzorků

Z každého svaru byly zhotoveny tři až pět vzorků napříč svarem, vždy ve směru od začátku svaru k jeho konci, schématické znázornění míst odběru vzorků je zobrazeno na Obr. 4.6. Řezání vzorků probíhalo na automatické metalografické pile Struers Discotom-6 a pile Struers Discotom-2, pomocí SiC řezných kotoučů, řezné kotouče z Al_2O_3 byly vyhodnoceny jako nevhodné zejména pro řezání slitiny titanu kvůli její vysoké houževnatosti.



Obr. 4.6 Znázornění míst odběru vzorků.

K zalisování vzorků byl použit přístroj Leco PR-4X a lisovací hmota ClaroFast. Podmínky a přístroje k broušení, leštění a dočištění vzorků jsou zobrazeny v Tab. 4.7. K broušení i leštění byly použity nesousledné otáčky, tzn. brousící hlava přístroje má opačný směr rotace než podložka s brusným papírem. Všechny tyto kroky proběhly na automatickém zařízení Leco GPX 300. Broušení probíhalo na brusných papírech o různé zrnitosti, leštění a dočištění probíhalo na plátnech k tomu určených. Při leštění byly navíc použity diamantové pasty o různé zrnitosti. Všechny kroky probíhaly shodně s přítlakem 60 N, otáčkami brousící hlavy 150 ot/min a podložky 250 ot/min s dobou trvání 3 minuty, až na doleštění a čištění, kde byla doba 9 minut, přičemž 4 minuty probíhalo doleštění pomocí suspenze OP-S a dalších 5 minut čištění ve vodě.

Tab. 4.7 Použité parametry broušení, leštění a dočištění vzorků.

Operace	Podložka	Zrnitost [μm]	Médium
Broušení	brusný papír	220	voda
	brusný papír	320	voda
	brusný papír	600	voda
	brusný papír	1000	voda
	brusný papír	2400	voda
	brusný papír	4000	voda
Leštění	plátno	3 μm pasta	etanol
	plátno	1 μm pasta	etanol
Dočištění	plátno	-	OP-S + voda

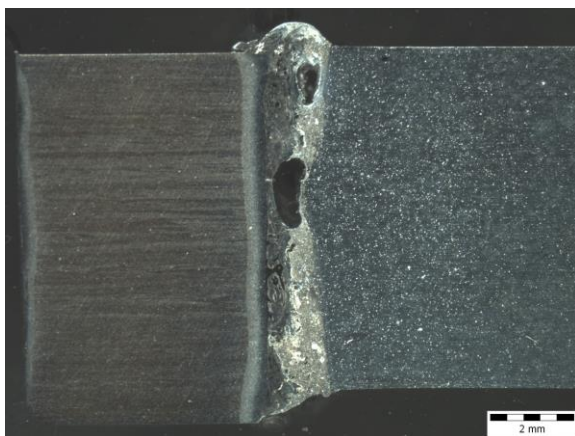
K vyvolání struktury bylo použito leptadlo FUSS o složení 7 ml HF, 25 ml HCl, 8 ml HNO_3 , 1000 ml H_2O . K pozorování mikrostruktury byl použit světelný mikroskop Olympus GX-51 a k pozorování makrostruktury stereolupa Olympus SZ61. Mikrotvrdost (HV0,1) byla měřena automatickým přístrojem LECO LM 274AT. K pozorování při velkém zvětšení a k chemické analýze byl použit rastrovací elektronový mikroskop Zeiss ULTRA PLUS vybavený detektorem Oxford pro EDS analýzu.

5 Výsledky experimentálních prací

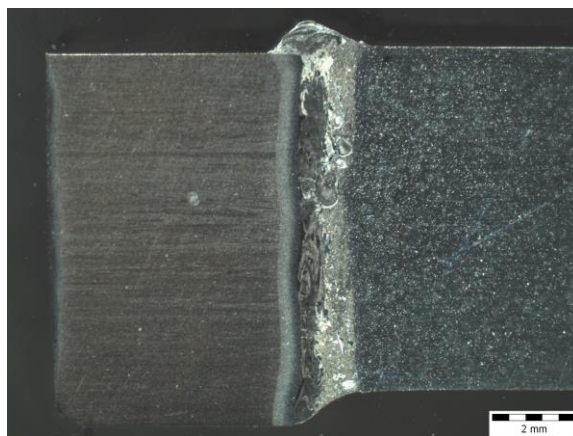
5.1 Vzorky 0 a I

Při svaření vzorků 0 a I byly použity stejné podmínky a oba vzorky byly svařeny s fokusací na povrch materiálu a bez vychýlení od rozhraní materiálů. Proto nebudou vyhodnoceny každý samostatně.

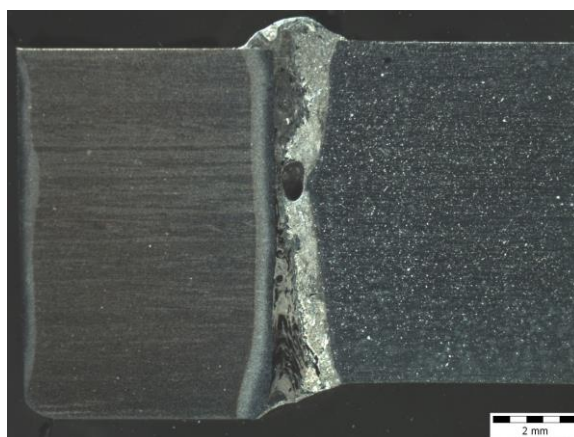
Pro další analýzy byly ze vzorku 0 nařezány, dle Obr. 4.6 tři vzorky s označením 0_1, 0_2 a 0_3, kde číslice za podtržítkem určuje pozici od začátku svaru.



Vzorek 0_1



Vzorek 0_2

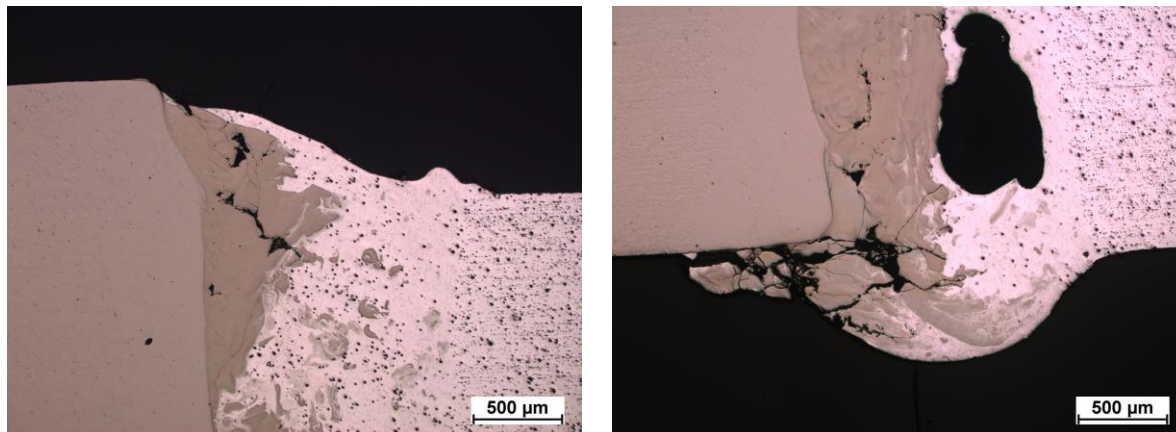


Vzorek 0_3

Obr. 5.1 Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0 v naleptaném stavu.

Na Obr. 5.1 jsou zřetelné různé oblasti ve svarovém spoji. Na levé straně navazuje na základní materiál, tj. slitinu Ti6Al4V asi 1 mm široká TOO, na ni navazuje svarový kov bohatý na Ti, zde se tvoří nejtvrdší intermetalické fáze (dále intermetalika), jak je zřejmé z profilu tvrdosti na Obr. 5.3. Druhá polovina svarového kovu je bohatší na Al a výskyt intermetalik v ní není tak častý. Svarový kov dále navazuje na druhý základní materiál, tj. slitinu 6061, ve které není zřejmá TOO. Svar vzorku 0 je v celé délce značně pórovitý, jak dokazuje Obr. 5.1. Póry vznikají v přetaveném svarovém kovu, téměř vždy na rozhraní části bohaté na Ti a části bohaté na Al. Póry mají podlouhlý charakter ve směru osy svaru, dosahují šířky až 500 μm a délku

mohou mít až trojnásobnou. U vzorku 0_1 pocházejícího ze začátku svaru se dále objevují trhliny v kořeni i v hlavě svaru, trhliny jsou dále zdokumentovány na Obr. 5.2 při větším zvětšení.

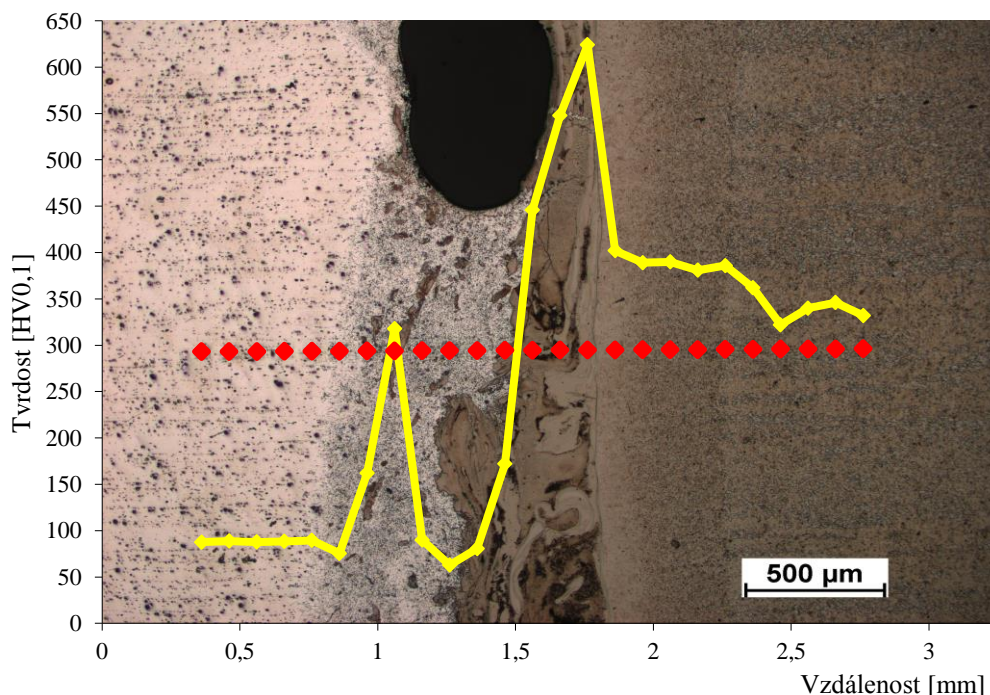


Hlava svaru

Kořen svaru

Obr. 5.2 Detailní snímky trhlín ve svaru u vzorku 0_1.

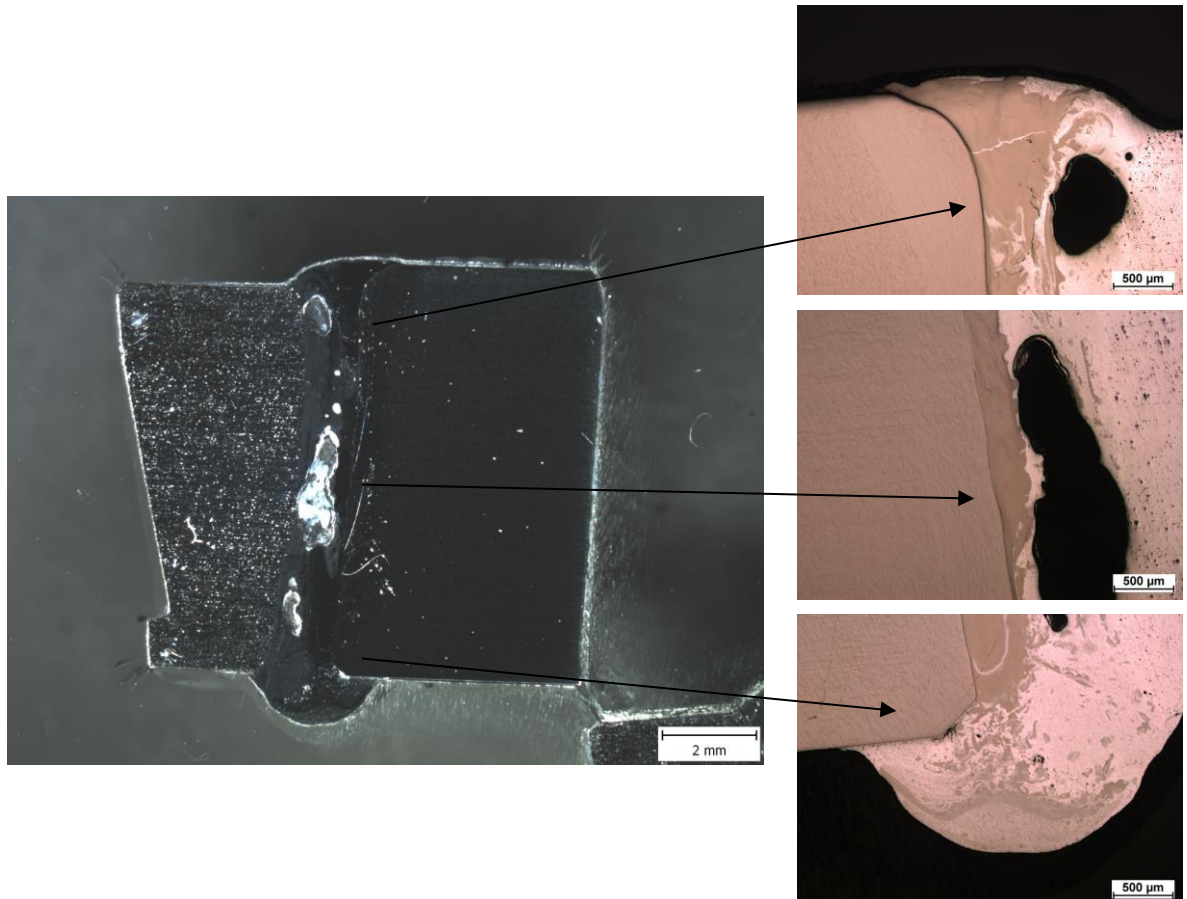
Na vzorku 0_3 byl vyhotoven profil tvrdosti zobrazený na Obr. 5.3. Profilem tvrdosti je dokázána přítomnost tvrdých intermetalik ve svarovém kovu. Z profilu tvrdosti vyplývá, že TOO slitiny 6061 má tvrdost přibližně 100 HV_{0,1}, ve svarovém kovu obsahujícím intermetalika dochází k velkým výkyvům tvrdosti až k 650 HV_{0,1}, následně tvrdost klesá v TOO slitiny Ti6Al4V k hodnotě 400 HV_{0,1} a další pokles následuje v základním materiálu Ti6Al4V na hodnotu blízkou 350 HV_{0,1}.



Obr. 5.3 Profil tvrdosti vzorku 0_3.

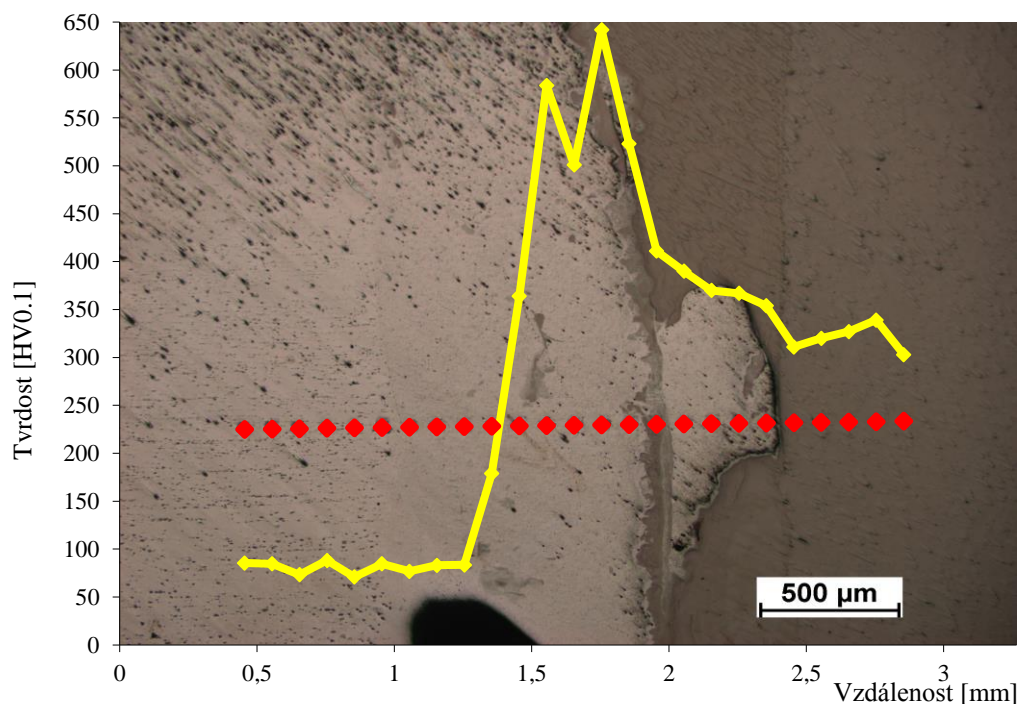
5.2 Vzorek II

Vzorek II byl svařen s parametry uvedenými v Tab. 4.6 s fokusací 4 mm pod povrch vzorku a bez vychýlení od rozhraní obou materiálů. Pro další analýzy bylo ze vzorku II nařezáno, dle Obr. 4.6 pět vzorků s označením II_A, II_B, II_C, II_D a II_E, kde písmeno za podtržítkem určuje pozici od začátku svaru.

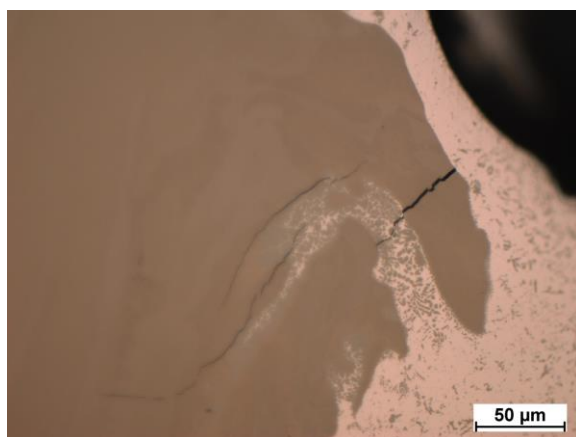


Obr. 5.4 Makro pohled na vzorek II_B a detaily jednotlivých částí svaru.

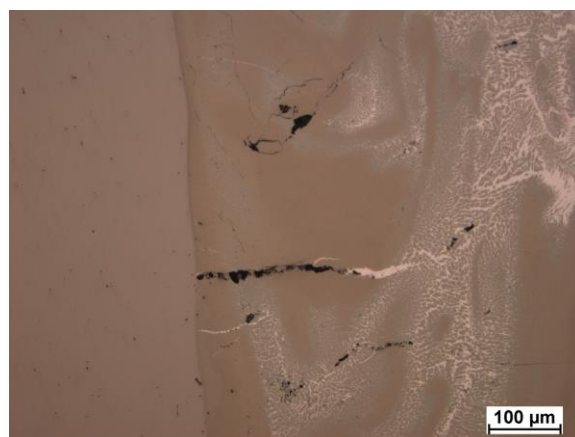
Svar vzorku II je v celé délce značně pórovitý, jak dokazuje Obr. 5.4. Póry mají podlouhlý charakter ve směru osy svaru, dosahují šířky až 1 mm a délku mohou mít až dvojnásobnou. Na vzorku II_A byl vyhotoven profil tvrdosti zobrazený na Obr. 5.5. Profilem tvrdosti je dokázána přítomnost tvrdých intermetalik ve svarovém kovu. Z profilu tvrdosti vyplývá, že TOO slitiny 6061 má tvrdost přibližně 100 HV_{0,1}, ve svarovém kovu obsahujícím intermetalika dochází k velkým výkyvům tvrdosti až k 650 HV_{0,1}, následně tvrdost klesá v TOO slitiny Ti6Al4V k hodnotě 350 HV_{0,1} a další pokles následuje v základním materiálu Ti6Al4V na hodnotu blízkou 300 HV_{0,1}. Ve svarovém kovu se na různých místech vyskytují malé ojedinělé trhliny, které iniciují na rozhraní mezi intermetalickými fázemi a okolním kovem a přetínají intermetalické fáze, jak je zdokumentováno na Obr. 5.6.



Obr. 5.5 Profil tvrdosti vzorku II_A.



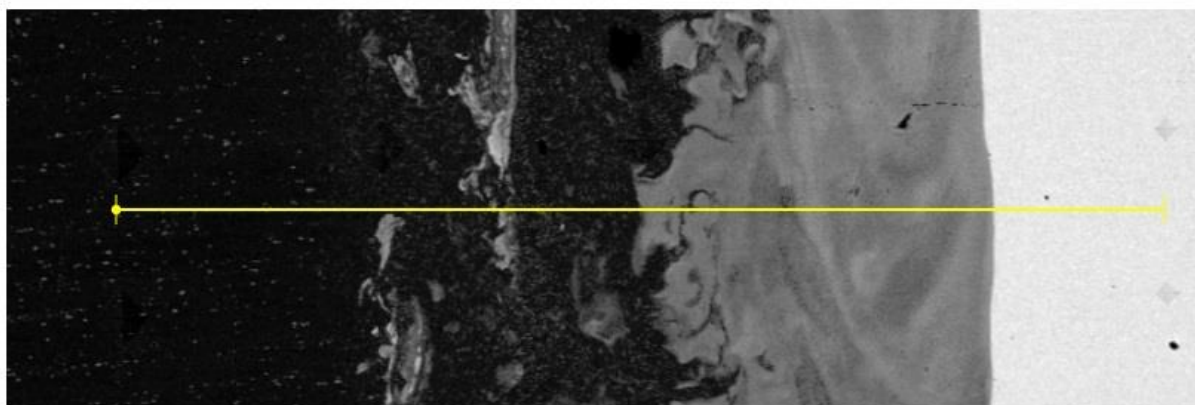
Vzorek II_A



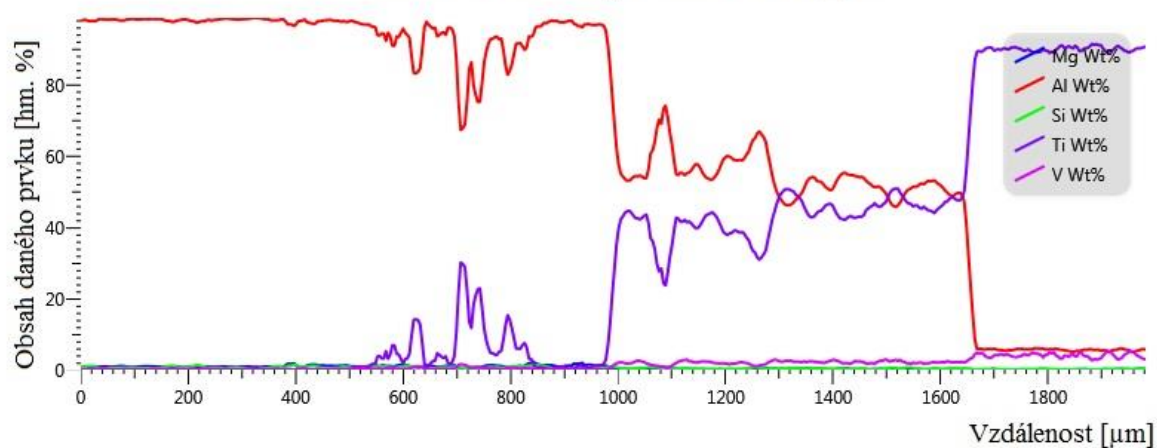
Vzorek II_C

Obr. 5.6 Detailní snímky trhlín ve svaru u vzorku II.

Provedena byla i liniová analýza chemického složení zobrazená na Obr. 5.7, která potvrzuje přítomnost intermetalik ve svarovém kovu. V oblasti výskytu intermetalických fází byla na vybraných místech, zobrazených na Obr. 5.8, provedena bodová EDS analýza chemického složení, jejíž výsledky jsou zobrazeny v Tab. 5.1. Podle chemického složení byly na základě Obr. 3.18 odhadnuty existující fáze. V tomto i v následujících případech se jedná pouze o odhadnuté fáze, protože do naměřeného chemického složení se mohlo promítnout i chemické složení okolního materiálu.



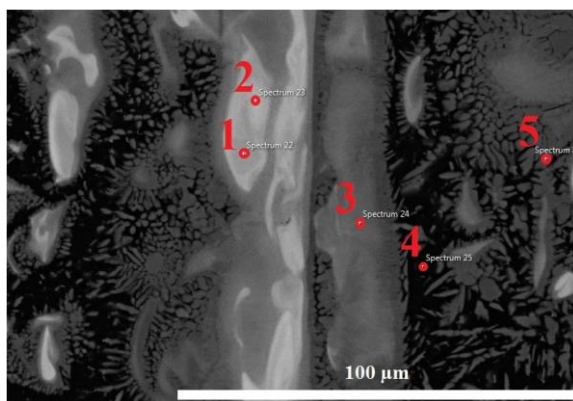
Liniová EDS analýza vzorku II_C



Obr. 5.7 Výsledky liniové EDS analýzy vzorku II_C.

Tab. 5.1 Výsledky bodové EDS analýzy na vzorku II_A. (at. %)

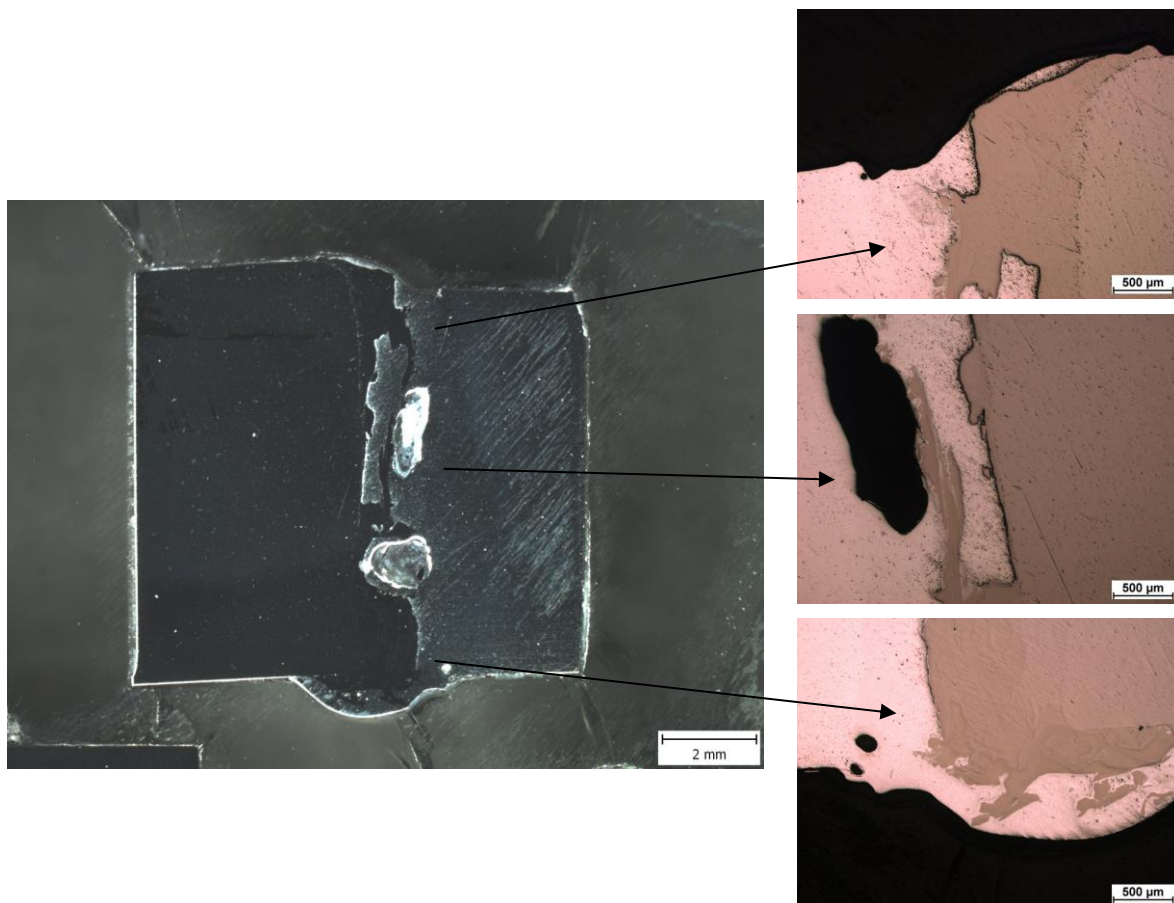
č.	Al	Mg	Si	Fe	Ti	V	Předpokládaná fáze
1	39,72	-	0,17	-	57,54	2,57	Ti ₃ Al
2	28,02	-	-	-	68,78	3,19	Ti ₃ Al
3	62,10	-	0,40	-	35,76	1,73	TiAl
4	96,73	1,97	0,72	-	0,50	0,08	α Al
5	74,08	-	0,56	0,08	24,25	1,03	TiAl ₃



Obr. 5.8 Místa bodových EDS analýz na vzorku II_A.

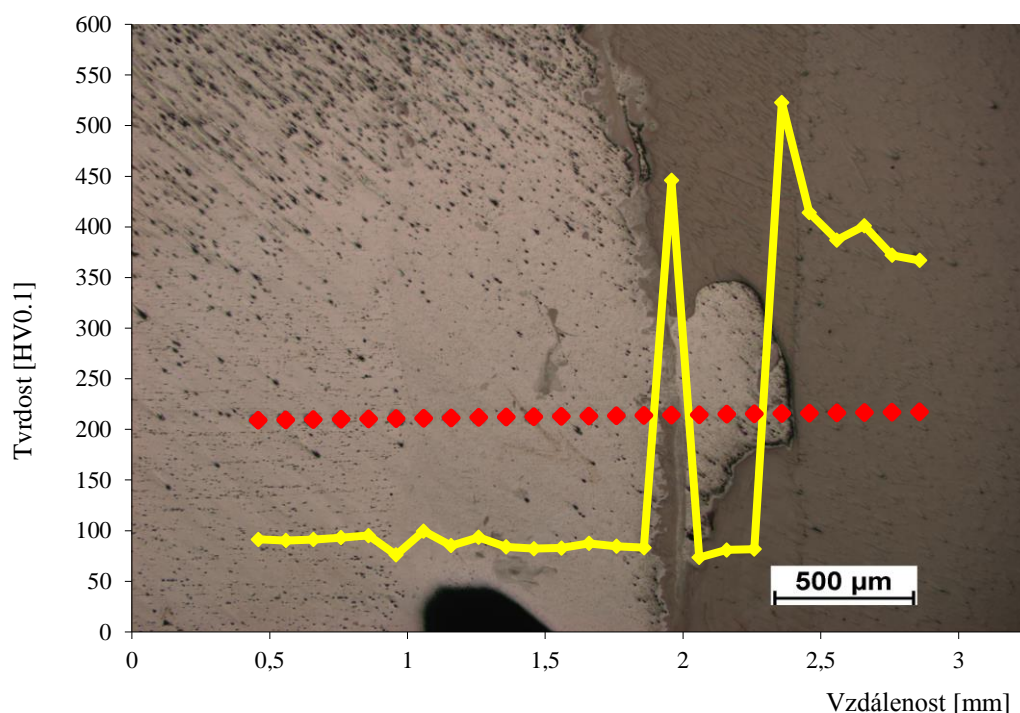
5.3 Vzorek III

Vzorek III byl svařen s parametry uvedenými v Tab. 4.6 s fokusací 4 mm nad povrch vzorku a bez vychýlení od rozhraní obou materiálů. Pro další analýzy bylo ze vzorku III nařezáno, dle Obr. 4.6 pět vzorků s označením III_A, III_B, III_C, III_D a III_E, kde písmeno za podtržítkem určuje pozici od začátku svaru.



Obr. 5.9 Makro pohled na vzorek III_C a detaily jednotlivých částí svaru.

Svar vzorku III je v celé délce značně pórovitý, jak dokazuje snímek makrostruktury zobrazený na Obr. 5.9. Póry mají podlouhlý, nebo kulovitý charakter dosahují šířky až 1 mm a délku mohou mít až trojnásobnou. Na vzorku III_D byl vyhotoven profil tvrdosti zobrazený na Obr. 5.10. Profilem tvrdosti je dokázána přítomnost tvrdých intermetalik ve svarovém kovu. Z profilu tvrdosti vyplývá, že TOO slitiny 6061 má tvrdost přibližně 100 HV_{0,1}, ve svarovém kovu obsahujícím intermetalika dochází k velkým výkyvům tvrdosti až k 550 HV_{0,1}, následně tvrdost klesá v TOO slitiny Ti6Al4V k hodnotě 350 HV_{0,1} a další pokles následuje v základním materiálu Ti6Al4V. Ve svarovém kovu nebyly po celé délce svaru nalezeny žádné trhliny, jak je zdokumentováno na Obr. 5.9.

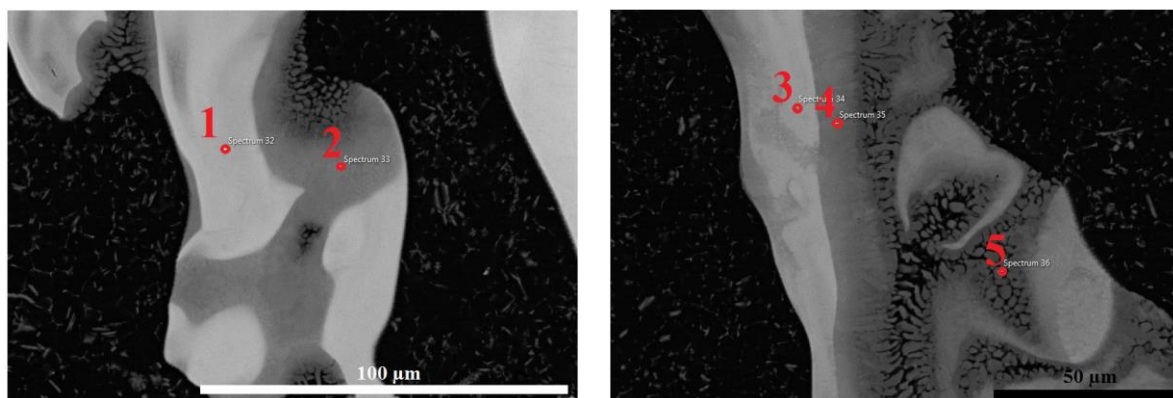


Obr. 5.10 Profil tvrdosti vzorku III_D.

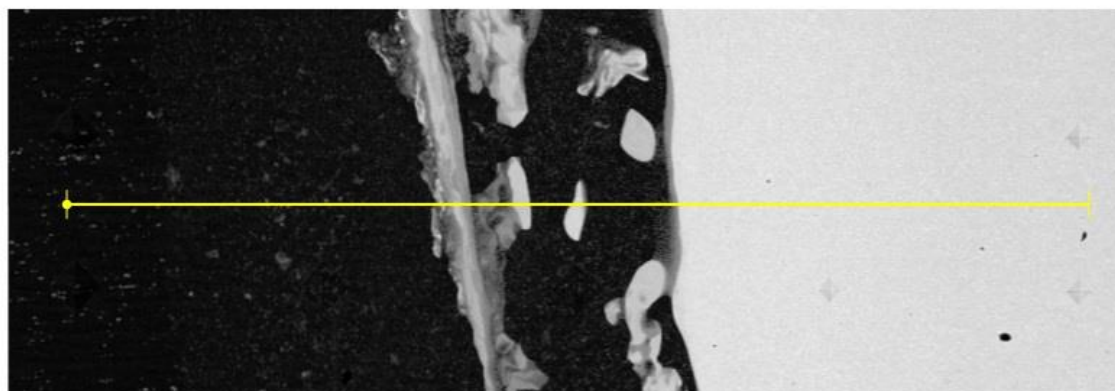
Provedená liniová analýza chemického složení zobrazená na Obr. 5.12, potvrzuje přítomnost intermetalik ve svarovém kovu. V oblasti výskytu intermetalických fází byla na vybraných místech, zobrazených na Obr. 5.11, provedena bodová EDS analýza chemického složení, jejíž výsledky jsou zobrazeny v Tab. 5.2. Podle chemického složení byly odhadnuty existující fáze.

Tab. 5.2 Výsledky bodové EDS analýzy na vzorku III_A. (at. %)

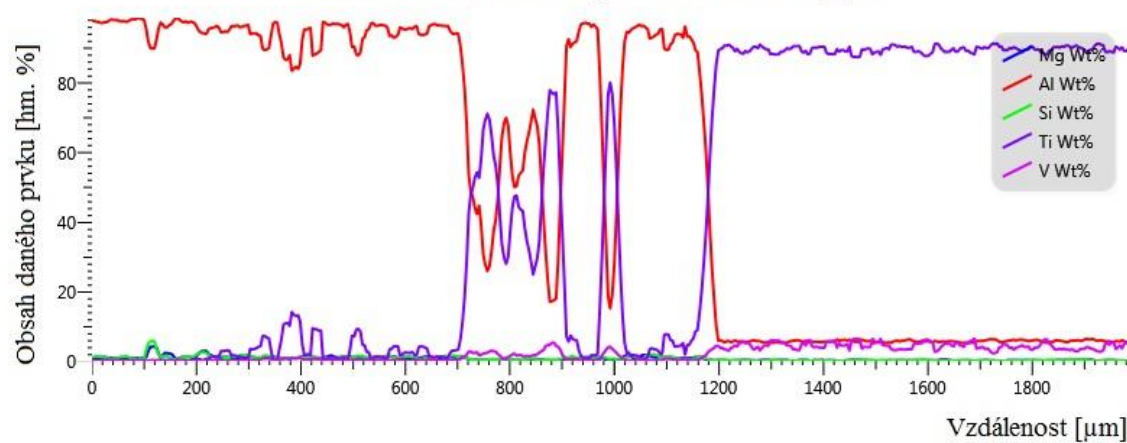
č.	Al	Si	Ti	V	Předpokládaná fáze
1	36,68	0,22	60,43	2,67	Ti ₃ Al
2	54,05	0,35	43,55	2,05	TiAl
3	42,41	0,27	54,89	2,44	Ti ₃ Al
4	61,92	0,30	36,11	1,67	TiAl
5	73,55	0,38	25,05	1,01	TiAl ₃



Obr. 5.11 Místa provedení bodové EDS analýzy na vzorku III_A.



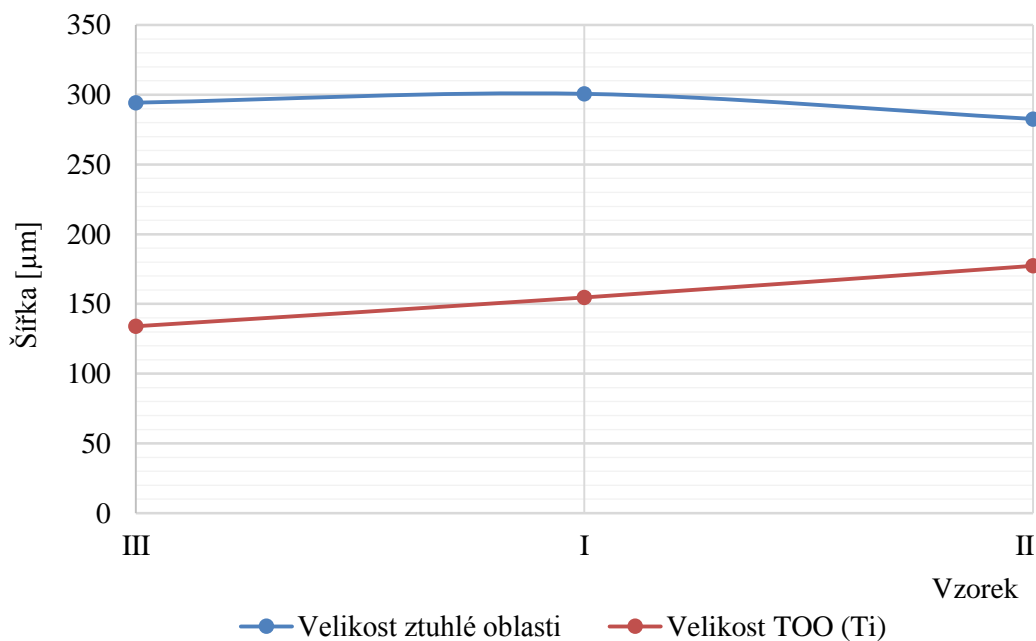
Liniová EDS analýza vzorku III_A



Obr. 5.12 Výsledky liniové EDS analýzy vzorku III_A.

5.4 Vliv fokusace na šířku přetavené oblasti a TOO

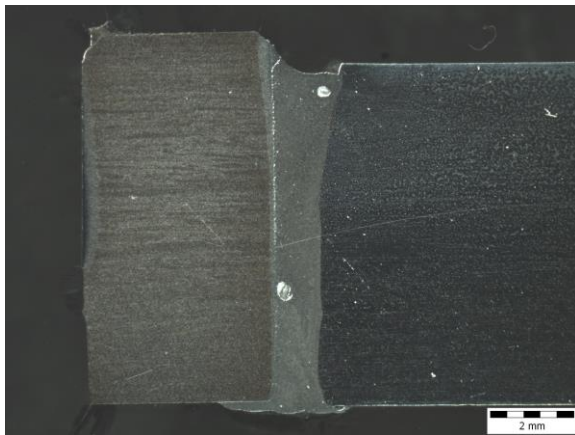
Mimo makro a mikrostruktury byl vyhodnocen i vliv fokusace na šířku oblasti přetaveného svarového kovu (v Obr. 5.13 označeno modrou barvou) a na šířku TOO vzniklé ve slitině Ti6Al4V (v Obr. 5.13 označeno červenou barvou). Výsledky měření šířky těchto oblastí jsou zobrazeny na Obr. 5.13. Z Obr. 5.13 vyplývá, že šířka oblasti přetaveného svarového kovu se s fokusací téměř nemění a pohybuje se na hranici 300 μm . Velikost TOO slitiny Ti6Al4V však téměř lineárně roste se zvyšující se hloubkou fokusace. Nej užší TOO je u vzorku III, který byl svařen s fokusací přibližně 4 mm nad povrch vzorku, zatím co nejširší TOO je u vzorku II, který byl svařen s fokusací přibližně 4 mm pod povrch vzorku.



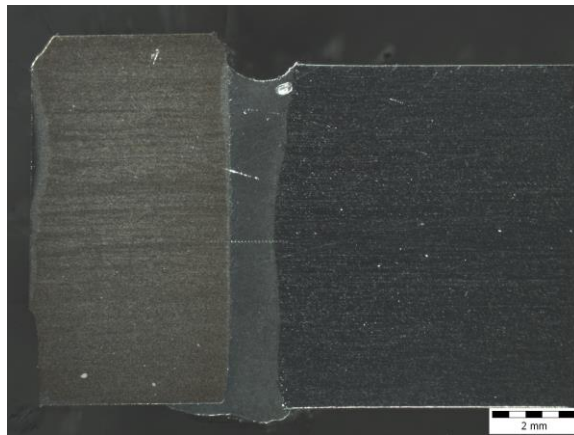
Obr. 5.13 Závislost šířky oblasti přetaveného kovu a TOO na fokusaci.

5.5 Vzorek 0,4

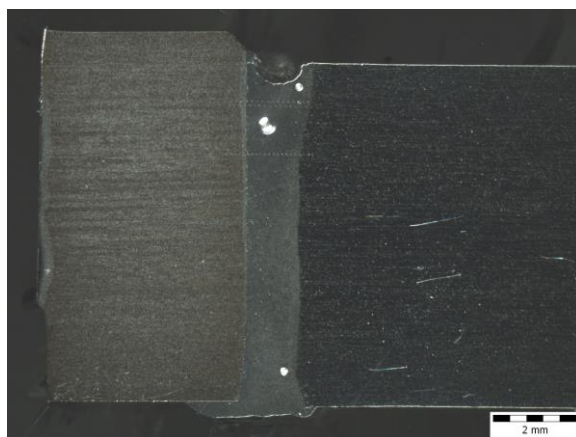
Vzorek 0,4 byl svařen s parametry uvedenými v Tab. 4.6 s vychýlením 0,4 mm od rozhraní obou materiálů do slitiny 6061. Pro další analýzy byly ze vzorku 0,4 nařezány, dle Obr. 4.6 tři vzorky s označením 0,4_1, 0,4_2 a 0,4_3, kde číslice za podtržítkem určuje pozici od začátku svaru.



Vzorek 0,4_1



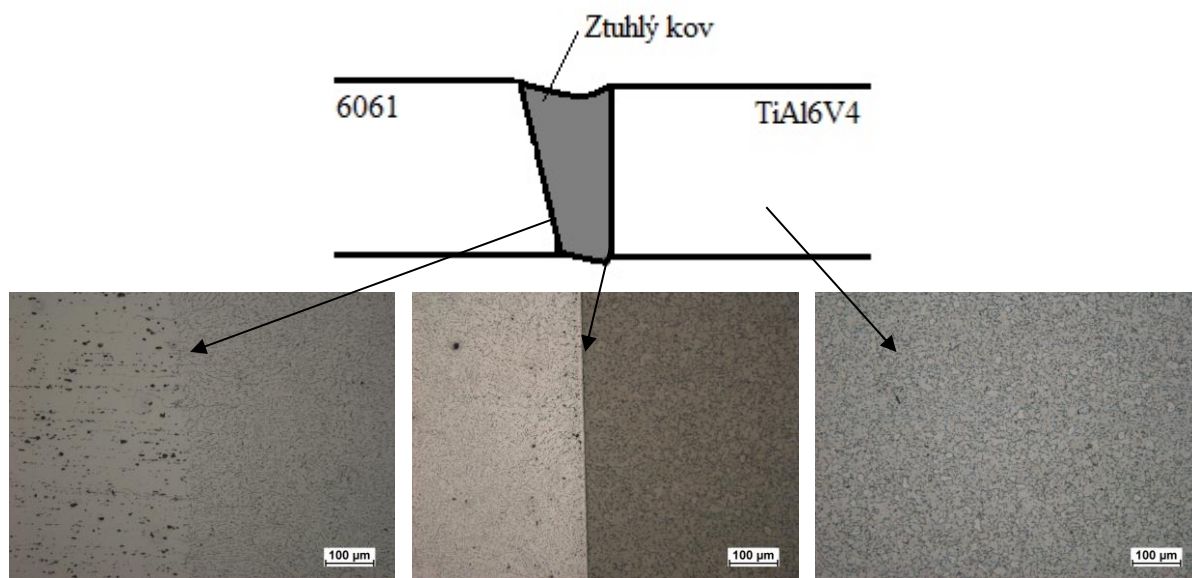
Vzorek 0,4_2



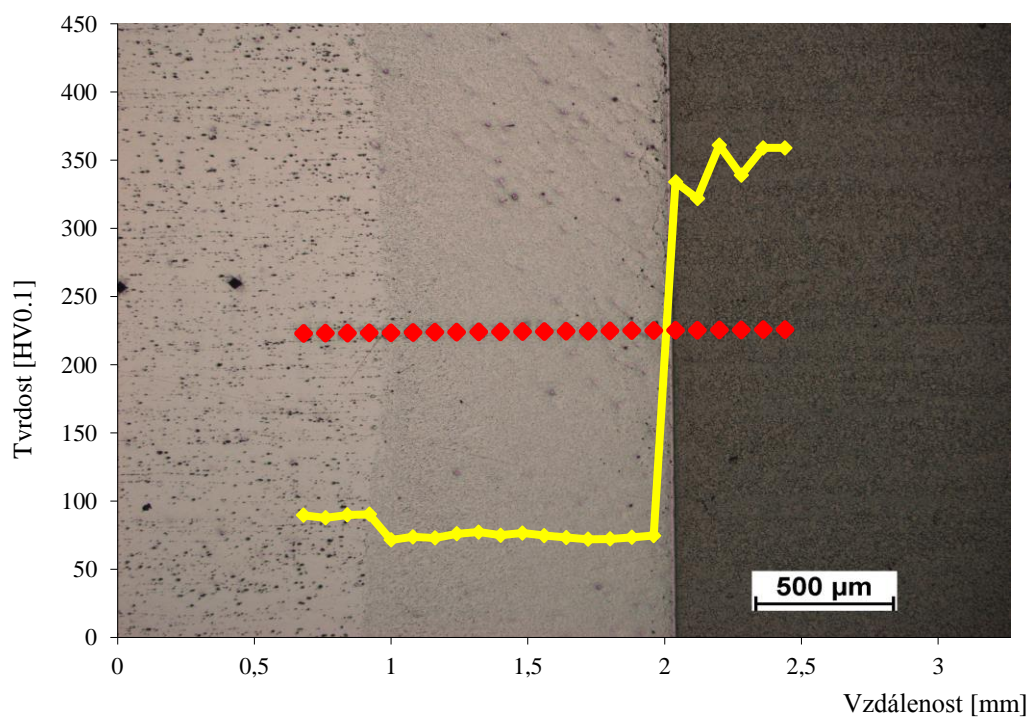
Vzorek 0,4_3

Obr. 5.14 Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0,4 v naleptaném stavu.

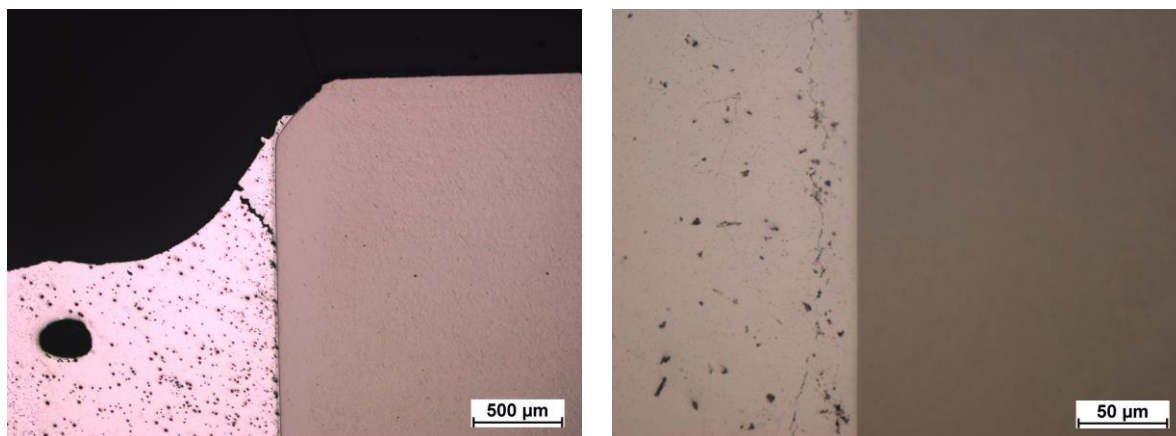
V přetavené oblasti slitiny 6061 se objevují kulové póry o průměru přibližně 300 μm , jak je patrné z makrostruktur na Obr. 5.14. U vzorku s vychýlením 0,4 mm do slitiny 6061 se podařilo dosáhnout tzv. pájeného spoje, tedy nedošlo k natavení slitiny Ti6Al4V, což je zdokumentováno na Obr. 5.15. V roztavené slitině 6061 nevznikla žádná intermetalika s velkými výkyvy tvrdosti, což je prokázáno profilem tvrdosti, který byl naměřen na vzorku 0,4_2 a je zobrazen na Obr. 5.16, kde dochází ke skokové změně tvrdosti na rozhraní přetaveného kovu a slitiny Ti6Al4V. Vznik pájeného spoje bez intermetalik potvrdila i liniová analýza chemického složení zobrazená na Obr. 5.18. Zvláště na počátku svaru (vzorek 0,4_1) se v hlavě svaru objevují trhliny. U dalších vzorků, tzn. dále od začátku svaru, se již trhliny neobjevují v hlavě svaru, ale na rozhraní přetaveného kovu a slitiny Ti6Al4V více pod povrchem, což je zobrazeno na Obr. 5.17 pro vzorek 0,4_3.



Obr. 5.15 Mikrostruktura jednotlivých částí spoje vzorku 0,4_3.



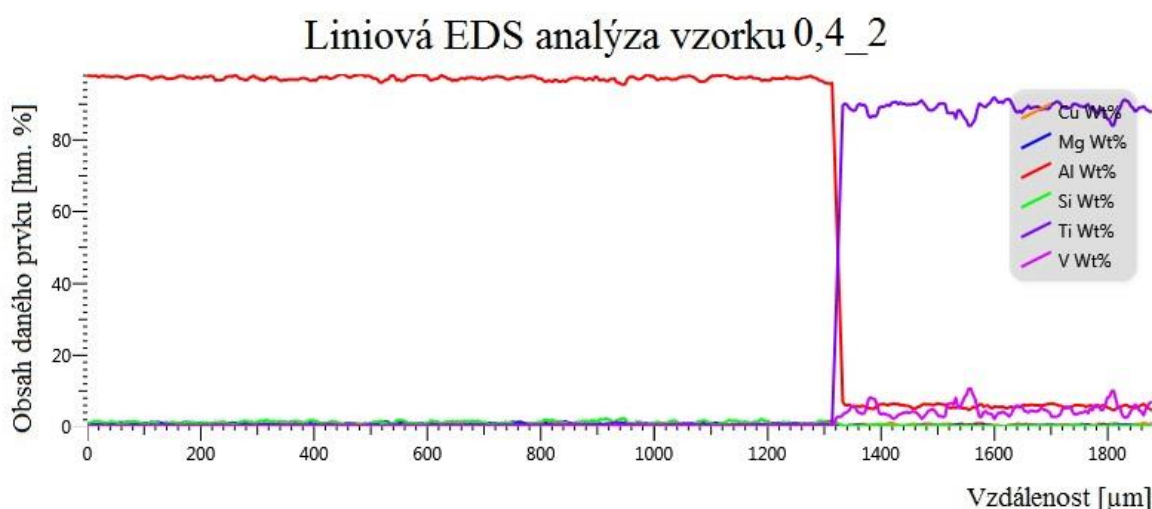
Obr. 5.16 Profil tvrdosti vzorku 0,4_2.



Hlava svaru vzorek 0,4_1

Střed svaru vzorek 0,4_2

Obr. 5.17 Detailní snímky trhlin ve svaru u vzorku 0,4.



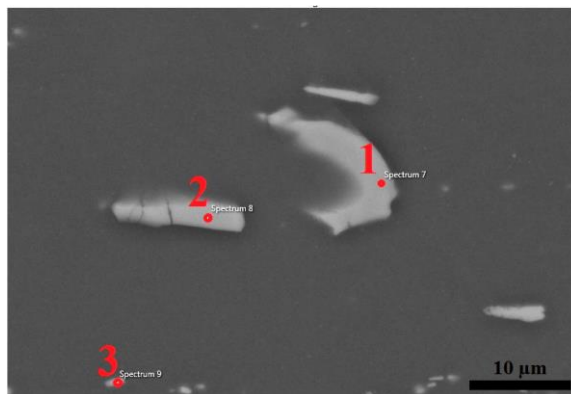
Obr. 5.18 Výsledky liniové EDS analýzy vzorku 0,4_2.

Mimo liniové EDS analýzy byly dále provedeny bodové analýzy chemického složení ve vybraných místech přetaveného kovu k dalšímu potvrzení vzniku pájeného spoje. Bodovou analýzou byly hodnoceny částice vyskytující se v přetaveném kovu. Z detailních Obr. 5.20 a) resp. b) vyplývá, že mezi přetaveným kovem a slitinou Ti6Al4V se nachází ostrý přechod s přechodovou zónou s tloušťkou pod 1 µm. Bodovou analýzou chemického složení bylo zjištěno, že nedošlo k difuzi Ti do slitiny 6061, protože v žádné části nebyla zaznamenána zvýšená koncentrace Ti. Hodnocené částice byly určeny jako částice na bázi Al s obsahem dalších prvků vyskytujících se ve slitině 6061, zejména Fe, což je zobrazeno na Obr. 5.19 a vyhodnoceno v Tab. 5.3.

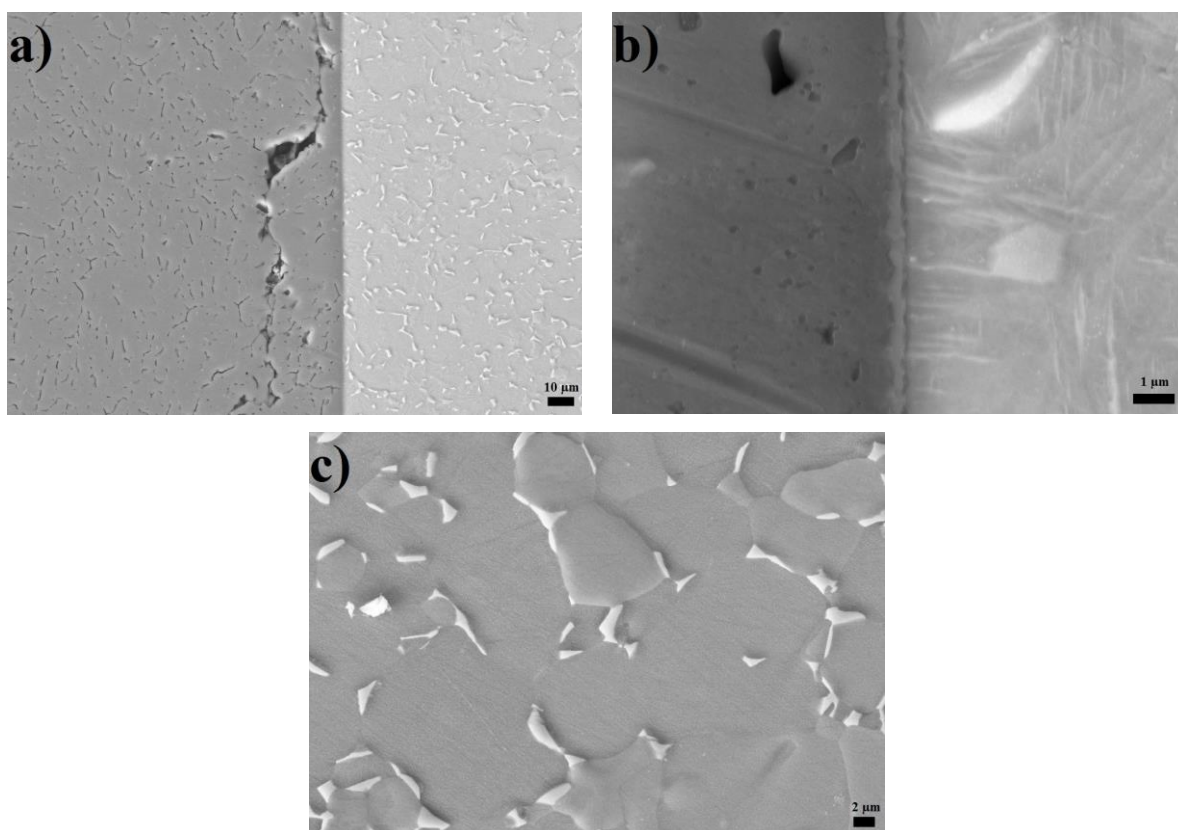
Dále byl pozorován průběh trhlin a bodovou EDS analýzou byla hodnocena přítomnost částic, které by mohly zapříčinit vznik těchto trhlin. Z obrázku 5.20 a) je patrné, že trhlina jde po hranicích zrn v přetaveném kovu a neprobíhá na rozhraní mezi přetaveným kovem slitiny 6061 a základním materiálem slitiny Ti6Al4V, ani po částicích vzniklých v přetaveném kovu.

Tab. 5.3 Výsledky bodové EDS analýzy na vzorku 0,4_2. (at. %)

č.	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe	Cu	V
1	74,33	-	9,03	0,55	1,29	14,04	0,76	-
2	75,79	-	7,43	0,66	1,40	13,94	0,70	0,08
3	89,51	0,84	3,01	0,13	0,74	5,4	0,37	-



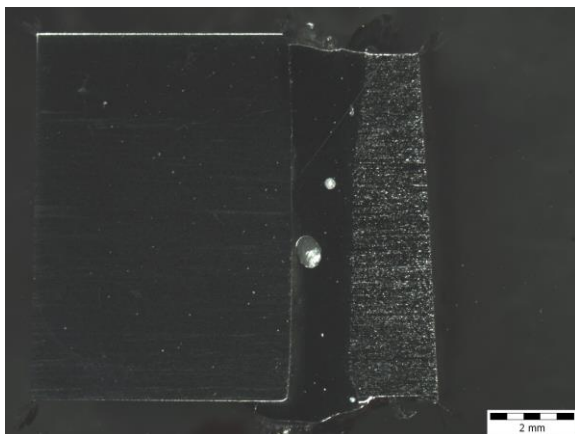
Obr. 5.19 Místa provedení bodové EDS analýzy na vzorku 0,4_2.



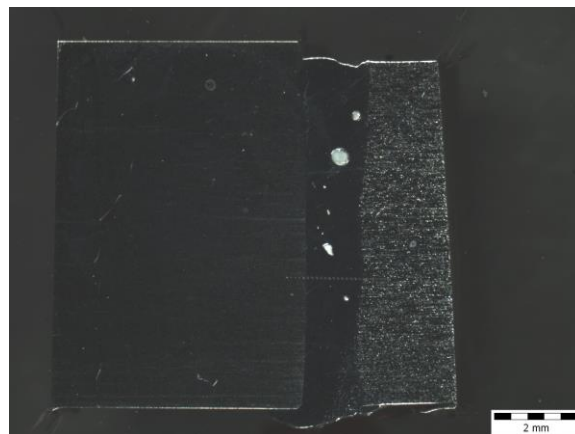
Obr. 5.20 Snímky ze SEM vzorku 0,4_2. a) detail trhliny na rozhraní přetaveného kovu a slitiny Ti6Al4V; b) detail rozhraní přetavené slitiny 6061 a slitiny Ti6Al4V; c) detail mikrostruktury základního materiálu Ti6Al4V

5.6 Vzorek 0,5

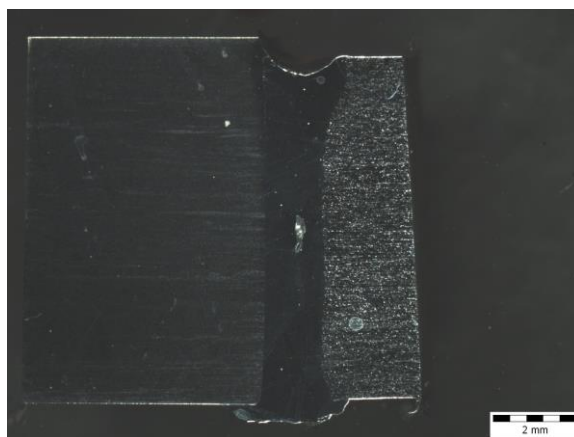
Vzorek 0,5 byl svařen s parametry uvedenými v Tab. 4.6 s vychýlením 0,5 mm od rozhraní obou materiálů do slitiny 6061. Pro další analýzy byly ze vzorku 0,5 nařezány, dle Obr. 4.6, čtyři vzorky s označením 0,5_1, 0,5_2, 0,5_3 a 0,5_4, kde číslice za podtržítkem určuje pozici od začátku svaru.



Vzorek 0,5_1



Vzorek 0,5_2

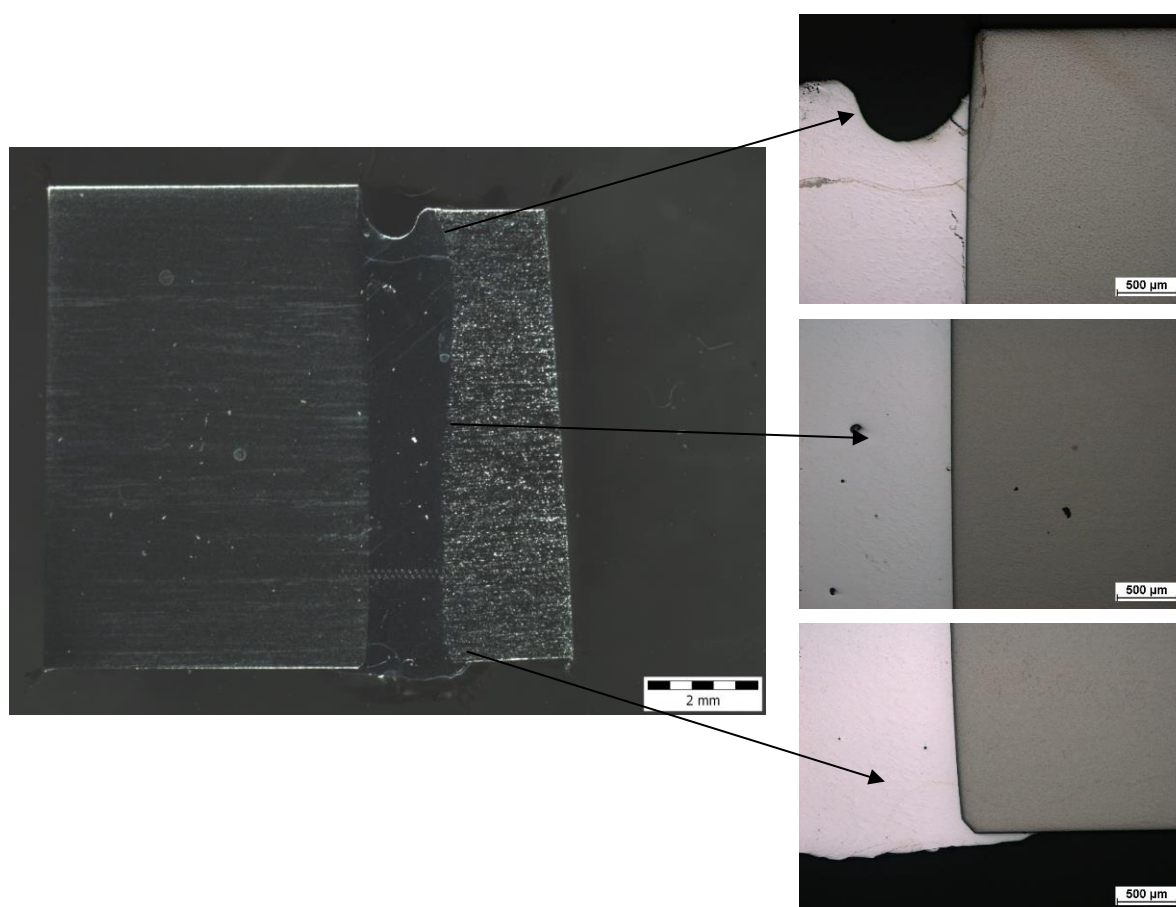


Vzorek 0,5_4

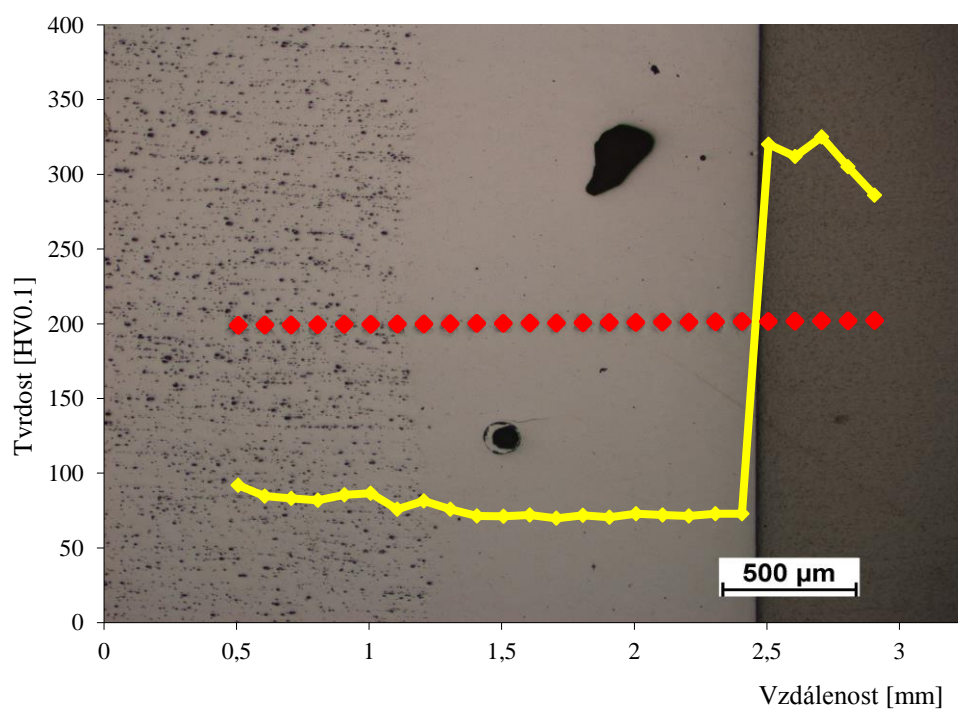
Obr. 5.21 Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0,5 v neleptaném stavu.

I v tomto případě se podařilo dosáhnout tzv. pájeného spoje. Slitina Ti6Al4V nebyla natavena, což je patrné z makrostruktur na Obr. 5.21 a Obr. 5.22. V roztaveném kovu nevznikla žádná intermetalika se skokovou změnou tvrdosti oproti okolnímu materiálu, což je dokázáno jak profilem tvrdosti, který byl naměřen na vzorku 0,5_2 a zobrazen na Obr. 5.23, tak liniovou analýzou chemického složení, jejíž výsledek je na Obr. 5.24. V přetavené oblasti slitiny 6061 se objevují póry o velikosti maximálně 500 μm . Největší póry se objevují na začátku svaru. Dále se objevují trhliny v přetaveném kovu těsně pod hlavou svaru. Trhlina se nešíří do větší hloubky, jak je patrné ze snímků vzorku 0,5_3 na Obr. 5.22.

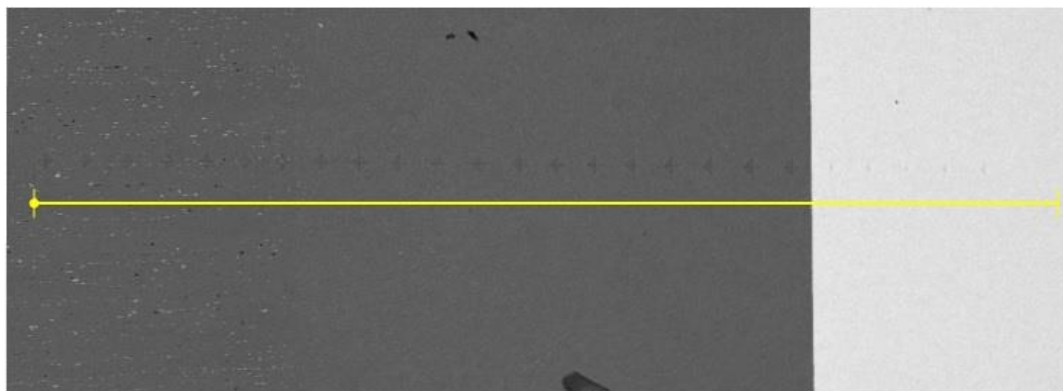
5 Výsledky experimentálních prací



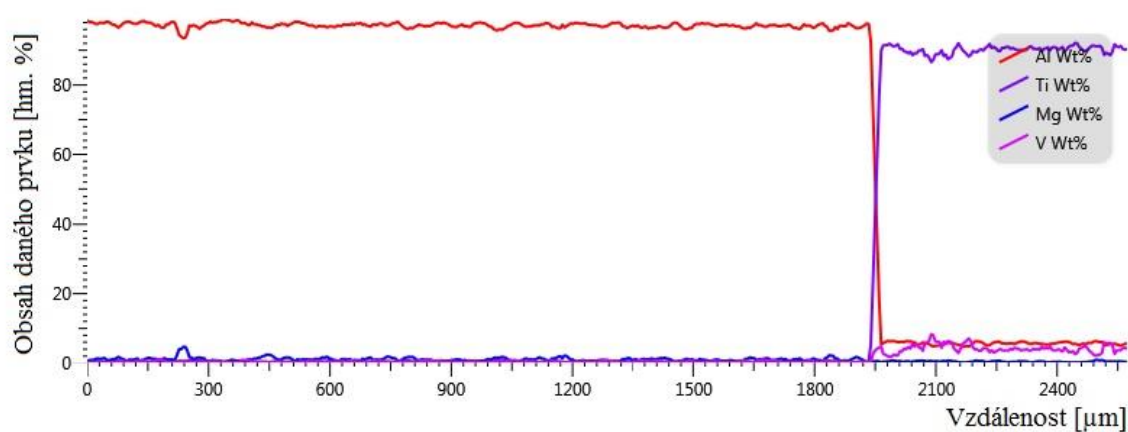
Obr. 5.22 Makro pohled na vzorek 0,5_3 a detaily jednotlivých částí svaru.



Obr. 5.23 Profil tvrdosti vzorku 0,5_2.



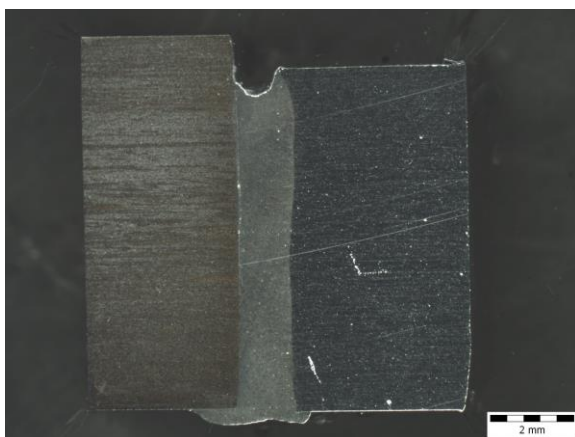
Liniová EDS analýza vzorku 0,5_2



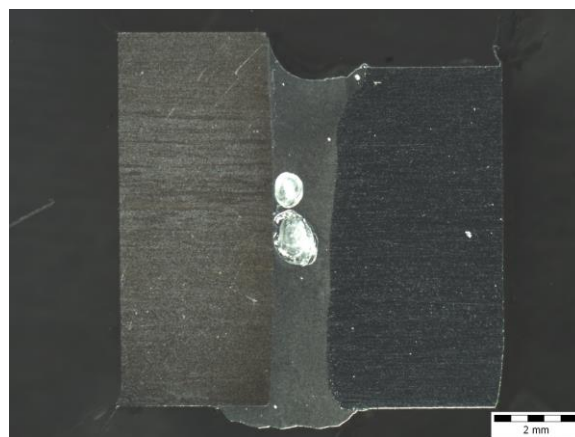
Obr. 5.24 Výsledky liniové EDS analýzy vzorku 0,5_2.

5.7 Vzorek 0,6

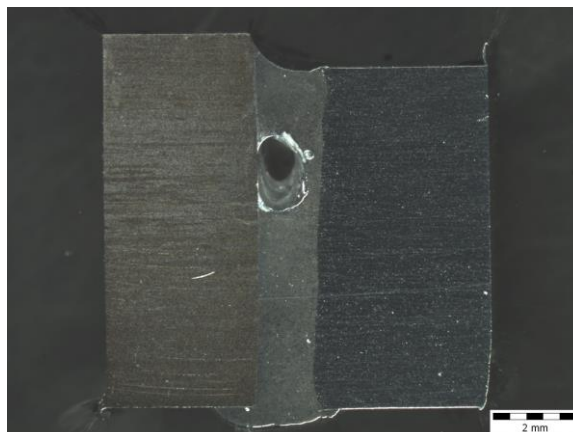
Vzorek 0,6 byl svařen s parametry uvedenými v Tab. 4.6 s vychýlením 0,6 mm od rozhraní obou materiálů do slitiny 6061. Pro další analýzy byly ze vzorku 0,6 nařezány, dle Obr. 4.6 tři vzorky s označením 0,6_1, 0,6_2 a 0,6_3, kde číslice za podtržítkem určuje pozici od začátku svaru.



Vzorek 0,6_1



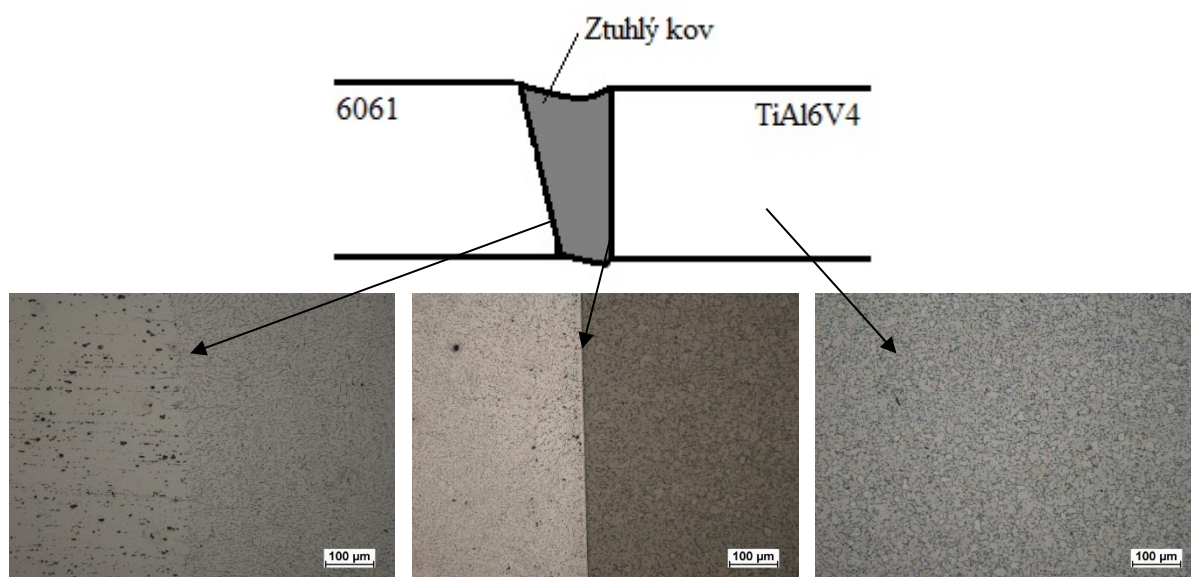
Vzorek 0,6_2



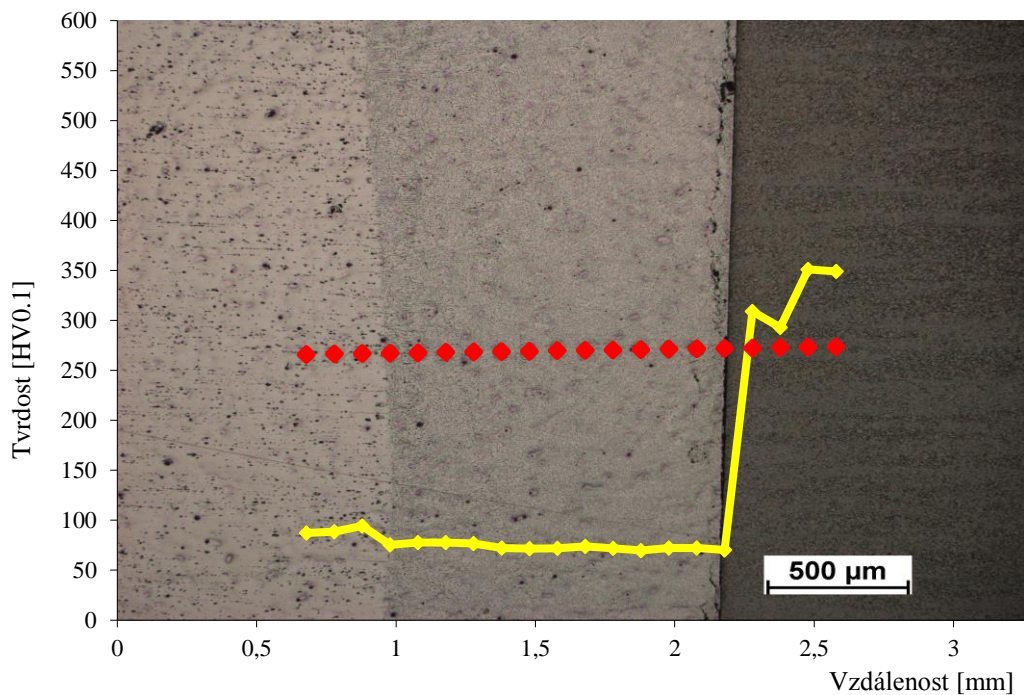
Vzorek 0,6_3

Obr. 5.25 Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0,6 v naleptaném stavu.

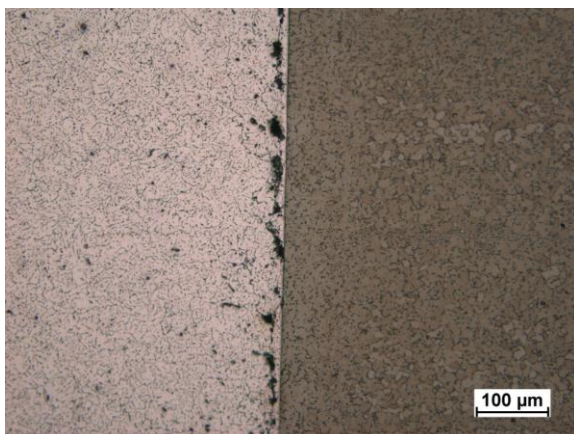
V přetavené oblasti slitiny 6061 se objevují póry o velikosti až 2 mm, jak je vidět na Obr. 5.25. Z profilu tvrdosti, který byl proveden na vzorku 0,6_1 na obrázku 5.27 i ze snímků makro, resp. mikrostruktur na Obr. 5.25 a Obr. 5.26 vyplývá, že v průběhu svařování nedošlo k natavení slitiny Ti6Al4V a tím pádem ke vzniku křehkých intermetalických fází. Trhliny pod hlavou svaru lze pozorovat na prvním vzorku, tzn. na počátku svaru a dále se již nevyskytují na rozdíl od předchozích vzorků, což je zdokumentováno na Obr. 5.28.



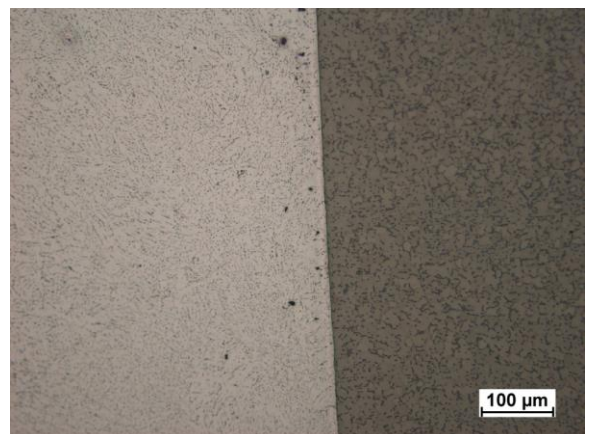
Obr. 5.26 Mikrostruktura jednotlivých částí spoje vzorku 0,6_3.



Obr. 5.27 Profil tvrdosti vzorku 0,6_1.



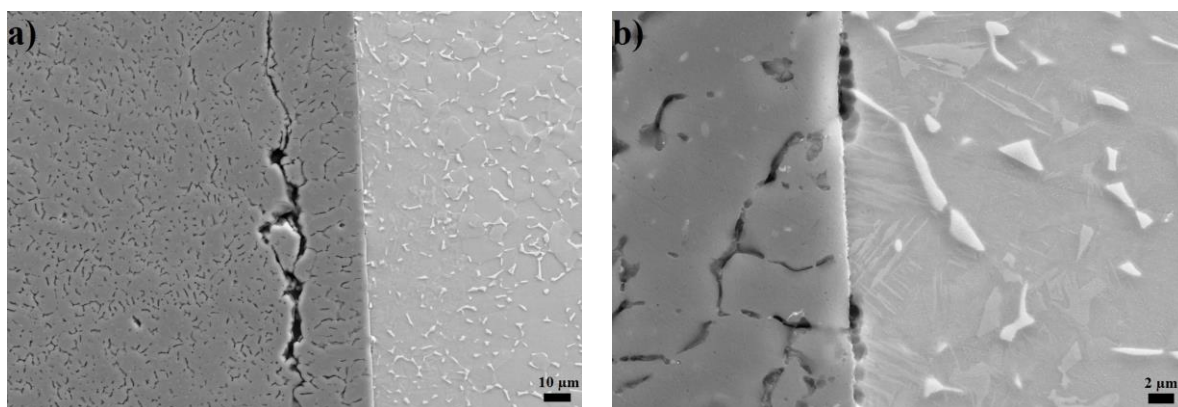
Vzorek 0,6_1



Vzorek 0,6_2

Obr. 5.28 Mikrostruktura rozhraní mezi přetaveným kovem slitiny 6061 a slitinou Ti6Al4V pod hlavou svaru.

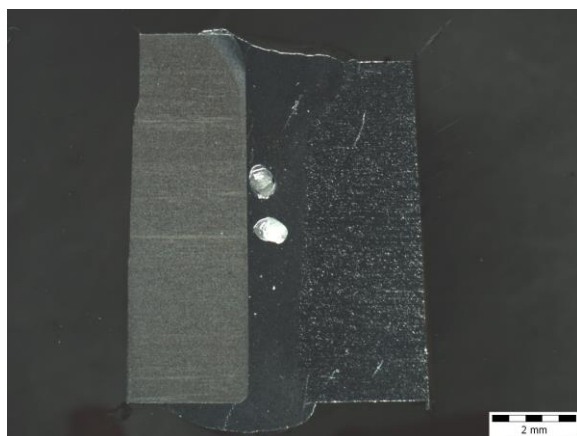
Pomocí SEM bylo detailně pozorováno rozhraní přetaveného kovu a slitiny Ti6Al4V, snímky pořízené při větším zvětšení jsou zobrazeny na Obr. 5.29. Při detailním pozorování byl zdokumentován průběh trhliny na vzorku 0,6_1 na Obr. 5.29 a). Trhlina se nachází přibližně 20 μm od samotného rozhraní a jde po hranicích zrn v přetaveném kovu. Na hranicích zrn nebyl prokázán vznik žádných nežádoucích precipitátů, které by mohly mít vliv na vznik a šíření trhliny. Při větším zvětšení byly přímo na rozhraní mezi oběma kovy objeveny podlouhlé dutiny o šířce menší jak 2 μm a délce okolo 10 μm . Dutiny jsou zdokumentovány na Obr. 5.29 b). Ani v případě těchto dutin nebyly nalezeny žádné precipitáty.



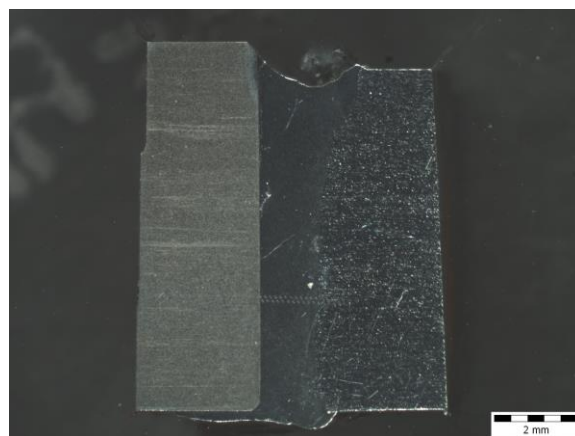
Obr. 5.29 Snímky ze SEM vzorku 0,6_1. a) detail trhliny u rozhraní přetaveného kovu a slitiny Ti6Al4V; b) detail rozhraní přetaveného kovu a slitiny Ti6Al4V

5.8 Vzorek 0,5+

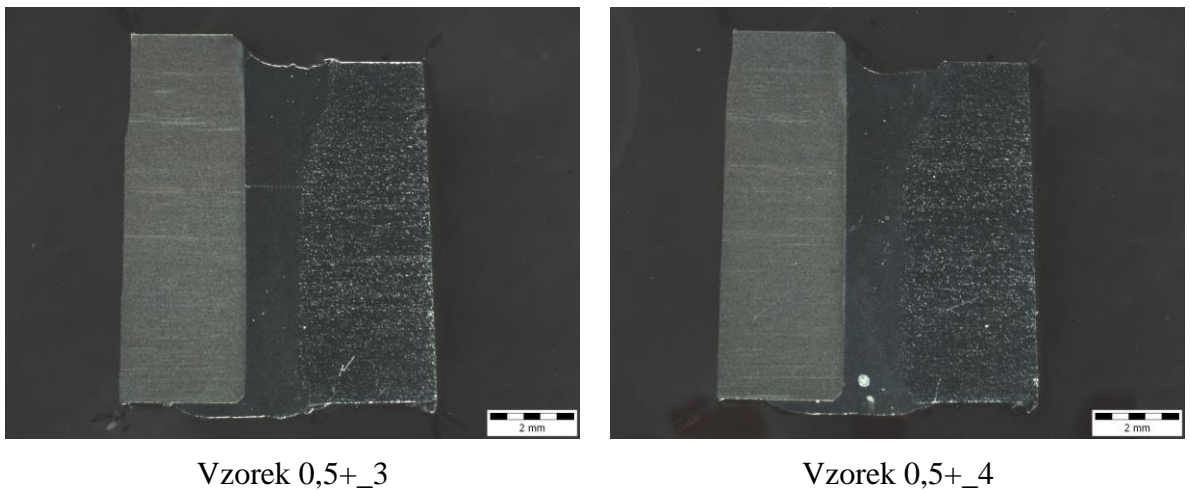
Vzorek 0,5+ byl svařen s parametry uvedenými v Tab. 4.6 s vychýlením 0,5 mm od rozhraní obou materiálů do slitiny 6061 a s předehřevem slitiny Ti6Al4V dle parametrů uvedených v Tab. 4.6. Pro další analýzy byly ze vzorku 0,5+ nařezány, dle Obr. 4.6, čtyři vzorky s označením 0,5+_1, 0,5+_2, 0,5+_3 a 0,5+_4, kde číslice za podtržítkem určuje pozici od začátku svaru.



Vzorek 0,5+_1

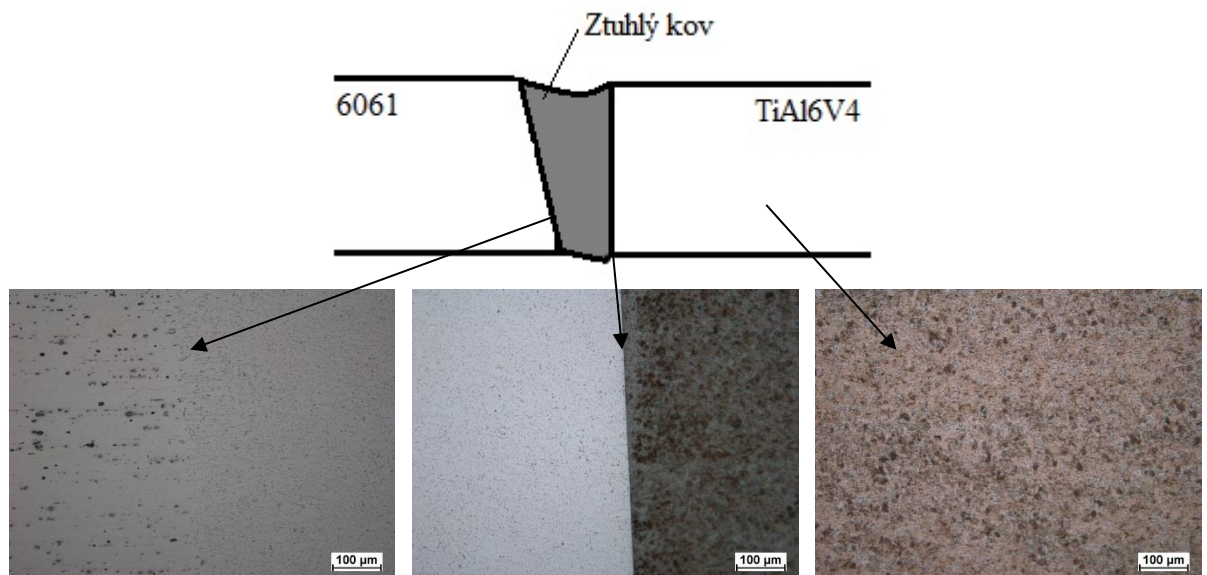


Vzorek 0,5+_2



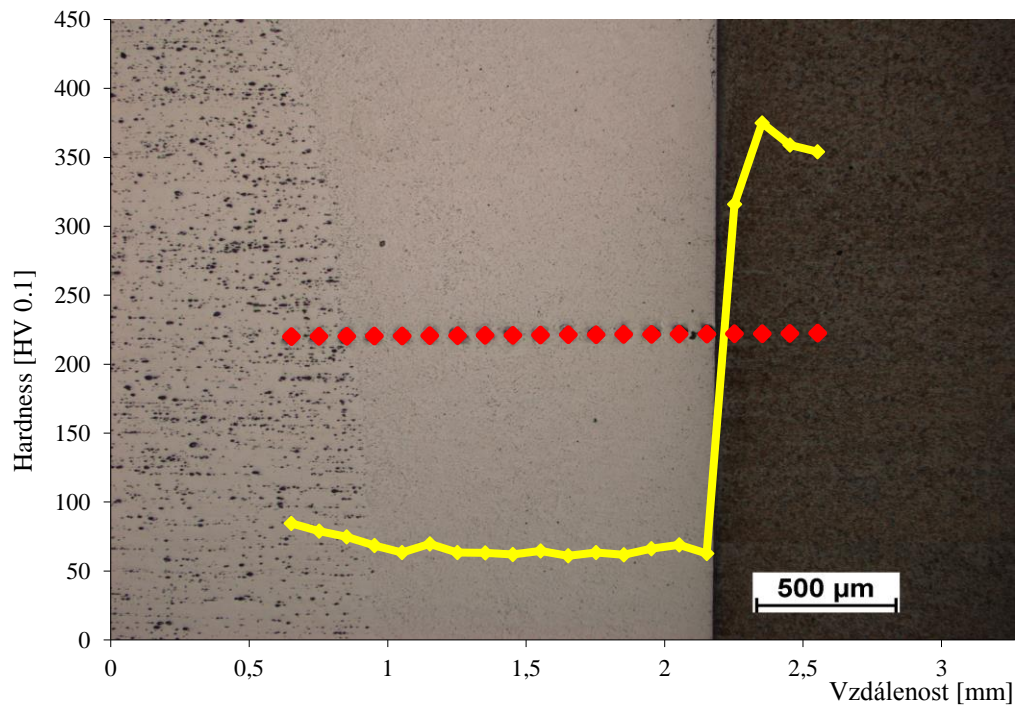
Obr. 5.30 Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0,5+ v naleptaném stavu.

V přetaveném kovu slitiny 6061 se objevují u vzorku 0,5+_1 póry o velikosti maximálně 500 μm . Z makro, resp. mikrostruktur na Obr. 5.30, Obr. 5.31 a z profilu tvrdosti, který byl proveden na vzorku 0,5+_3 na Obr. 5.32 vyplývá, že v průběhu svařování nedošlo k natavení slitiny Ti6Al4V. Tyto výsledky potvrzuje i provedená liniová analýza chemického složení zobrazená na Obr. 5.34. V přetaveném kovu vznikají na rozhraní obou slitin pod povrchem hlavy svaru trhliny, které se dále šíří do středu svaru. Trhliny nemají kontinuální průběh po rozhraní, směrem do středu materiálu, ale jsou spíše ojedinělé, různě zalomené a nenavazují na sebe, což je zdokumentováno na Obr. 5.33.



Obr. 5.31 Mikrostruktura jednotlivých částí spoje vzorku 0,5+_3.

5 Výsledky experimentálních prací



Obr. 5.32 Profil tvrdosti vzorku 0,5+_3.

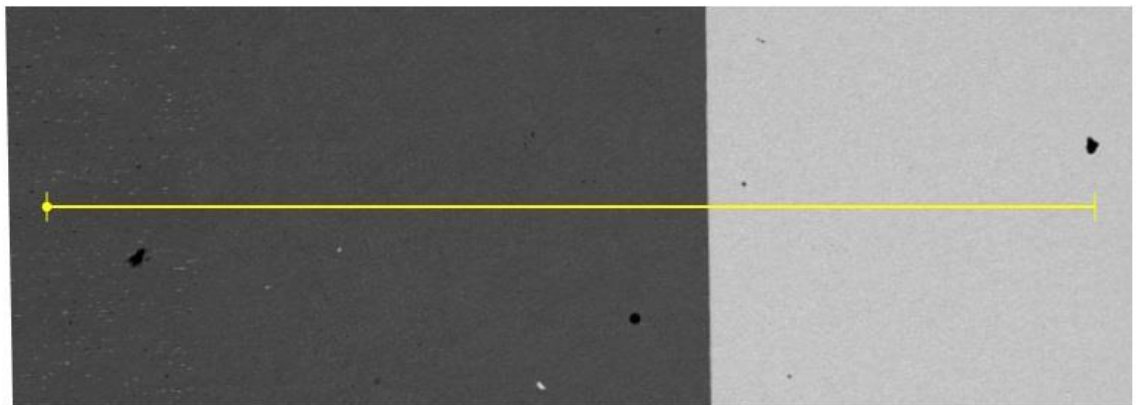


Vzorek 0,5+_2

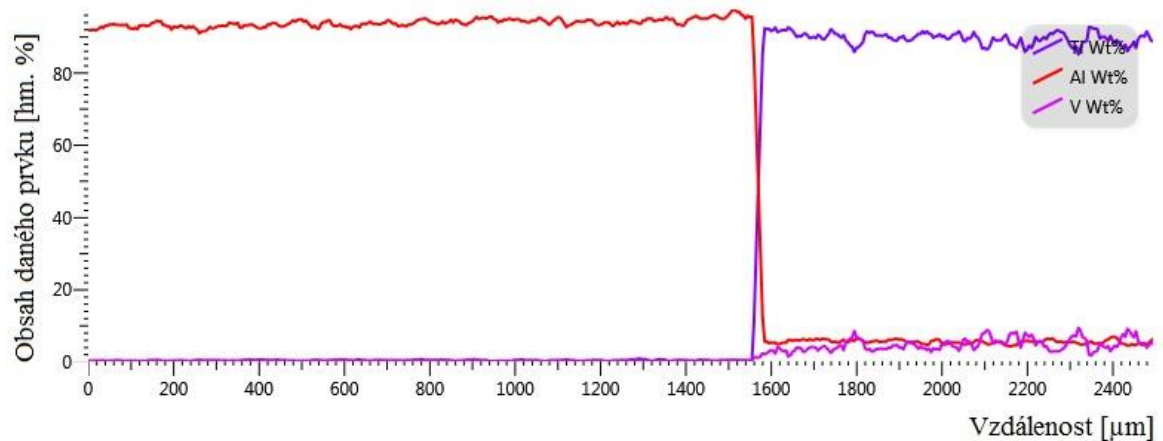


Vzorek 0,5+_4

Obr. 5.33 Mikrostruktura rozhraní mezi přetaveným kovem slitiny 6061 a slitinou Ti6Al4V pod hlavou svaru.



Liniová EDS analýza vzorku 0,5+_3



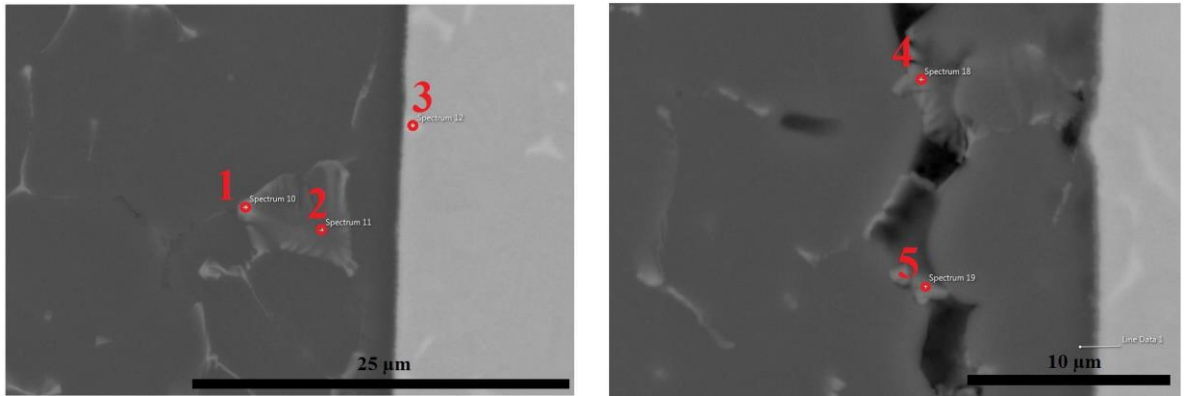
Obr. 5.34 Výsledky liniové EDS analýzy vzorku 0,5+_3.

Dále byly provedeny bodové analýzy chemického složení ve vybraných místech v blízkosti rozhraní obou kovů k dalšímu potvrzení vzniku pájeného spoje. Bodovou analýzou chemického složení byly hodnoceny částice vyskytující se v přetaveném kovu a v blízkosti trhlin. Místa provedení bodové EDS analýz jsou zobrazena na Obr. 5.35 a naměřené chemické složení je uvedeno v Tab. 5.4. Zejména první tři měření prokázala, že nedošlo k difuzi prvků ze slitiny Ti6Al4V do slitiny 6061, tím byl potvrzen vznik pájeného spoje. Částice nacházející se uvnitř trhliny nacházející se v těsné blízkosti rozhraní, jsou na bázi hliníku, kyslíku a dalších prvků ze slitiny 6061.

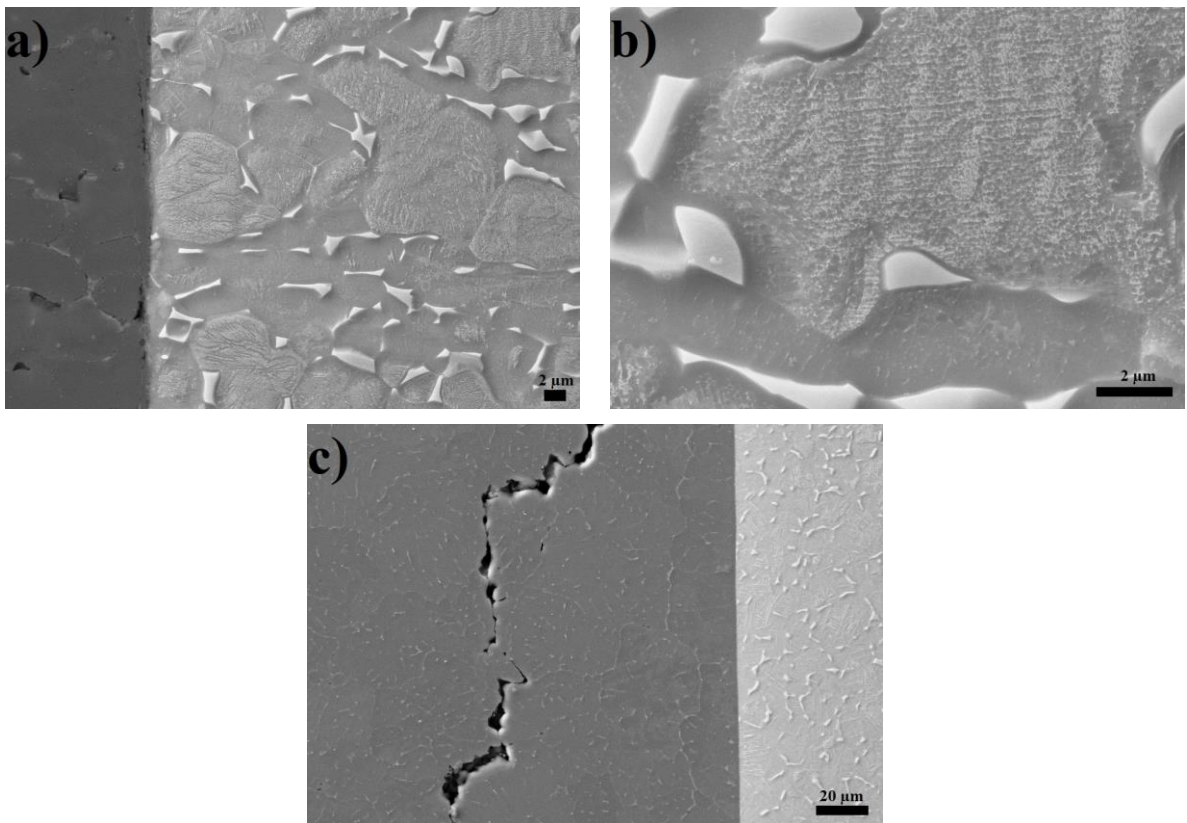
Na Obr. 5.36 a) a b) je zobrazena mikrostruktura slitiny Ti6Al4V po předeřevu. Na Obr. 5.36 c) je detailně zdokumentován průběh trhliny nacházející se asi 80 μm od rozhraní. Trhlina jde po hranicích zrn v přetaveném kovu a nebyly v ní zjištěny žádné částice s odchylujícím se chemickým složením od základního materiálu.

Tab. 5.4 Výsledky bodové EDS analýzy na vzorku 0,5+_3. (at. %)

č.	Al	Mg	Si	Cr	Mn	Fe	Cu	Ti	V	O
1	87,02	0,80	4,47	0,13	0,56	6,29	0,54	0,21	-	-
2	95,24	0,85	1,31	-	0,24	1,92	0,21	0,23	-	-
3	15,72	-	-	-	-	1,49	-	68,26	14,53	-
4	86,42	0,89	3,88	-	0,25	2,80	0,31	0,21	-	5,16
5	83,72	1,03	3,26	0,08	0,14	1,84	0,25	0,21	-	9,48



Obr. 5.35 Místa provedení bodové EDS analýzy na vzorku 0,5+_3.



Obr. 5.36 Snímky ze SEM vzorku 0,5+_3. a) detail rozhraní přetaveného kovu a slitiny Ti6Al4V; b) detail struktury slitiny Ti6Al4V po přehřevu; c) detail trhliny u rozhraní přetaveného kovu a slitiny Ti6Al4V

6 Diskuze výsledků

Již po zhlédnutí makrosnímků jednotlivých vzorků, lze odhalit některé nedokonalosti svarového spoje. U vzorků svařovaných s různou fokusací jsou to velké póry ve svarovém kovu, intermetalické fáze a různé oblasti tvořící svarový kov. U vzorků s různým offsetem se vyskytují v přetavené slitině 6061 také póry, další vady jsou patrné až při větším zvětšení, většinou se jedná o trhliny v těsné blízkosti rozhraní mezi přetavenou slitinou 6061 a nenatavenou slitinou Ti6Al4V.

Všechny vzorky obsahují větší či menší póry v různých částech. Největší póry se objevují ve vzorcích svařovaných s různou fokusací, mezi vzorky s různým offsetem se největší póry vyskytují u vzorku s vychýlením 0,6 mm do slitiny 6061. Vznik pórů ve svarovém kovu v oblasti bohaté na hliník, nebo v případě pájených spojů v blízkosti rozhraní mezi přetaveným kovem a nenatavenou slitinou Ti6Al4V, potvrzuje výsledky publikované Havlíkem et al. [1]. Vznikem pórů v roztaveném nebo přetaveném kovu se podrobně zabývá Fujii et al. [24], závěry autorů jsou popsány v kapitole 3.5.3 a pro náš případ jsou nepoužitelné z několika důvodů. Svařování probíhalo ve vakuu, tedy bez přístupu okolní atmosféry a vzorky byly před svařováním řádně obroušeny a očištěny, takže ze vzniklé vrstvy Al_2O_3 by nevzniklo tak velké množství plynu, aby vznikly až milimetrové póry. Při EBW může docházet, podle Hrivňáka [6], Schultze [14] a Adama et al. [12] až k odpaření části svarového kovu, zatuhnutí takových bublin může způsobit vznik velkých pórů. Nejpravděpodobnější příčinu vzniku velkých pórů v přetaveném kovu uvádí Çam et al. [7] a Alfierai et al. [18], jedná se o odpaření některých přísadových prvků zejména hořčíku ze slitiny hliníku. Tím lze vysvětlit, proč se póry vyskytují nejčastěji v oblasti bohaté na hliník u vzorků s rozdílnou fokusací a v přetavené slitině 6061 u vzorků s rozdílným offsetem. Dle Araty et al. [25] dochází ke stejnému efektu i u dalších slitin hliníku, kde se mimo hořčíku mohou vypařovat i jiné prvky např. zinek. Çam et al. [7] a Alfieria et al. [18] dále popisují negativní dopad vypařování hořčíku na celkovou jakost svaru. Hořčík tvoří v hliníku vytvrzující precipitáty, vypařováním hořčíku dochází ke snížení jeho koncentrace a efekt zpevnění se snižuje, druhým negativním vlivem je právě tvorba velkých pórů v přetaveném kovu.

U vzorku 0 lze pozorovat na Obr. 5.1 plynulý přechod mezi základním materiálem, TOO a svarovým kovem u slitiny Ti6Al4V, na straně slitiny 6061 se tento plynulý přechod nevyskytuje a hranice mezi svarovým kovem a slitinou 6061 není zvlněná. Tento rozdíl je podle Sambasiva Raoa et al. [2] dán velmi rozdílnou tepelnou vodivostí a tím pádem asymetrií svarového kovu.

Ve svarech vzorků 0 a II se objevují trhliny v hlavě i v kořeni svaru zejména v oblastech bohatých na titan, což potvrzuje i Song et al. [33]. Majumdar et al. [34] o těchto trhlínách říká, že jsou společně s velkou porozitou zásadním problémem při svařování slitin hliníku a titanu. Tyto trhliny vznikají podle Majumdara et al. [34] v průběhu tuhnutí roztaveného kovu, kdy dochází ke smrštění kovu a během ochlazování v důsledku relaxace napětí. Pokud obsah hliníku překročí 35 at. %, kdy je struktura tvořena tvrdými a křehkými intermetaliky, je vysoká pravděpodobnost vzniku těchto trhlín.

U pájených spojů se často vyskytují trhliny v přetavené slitině 6061 v blízkosti rozhraní se slitinou Ti6Al4V, tyto trhliny mohou být způsobeny rozdílným odvodem tepla do slitiny 6061 a do slitiny Ti6Al4V, nebo vlivem upnutí v tuhém přípravku a tím pádem vznikem napětí při změně objemu v tuhé a tekuté fázi. Guoqing et al. [35] uvádí jako možnou příčinu vzniku trhlín v přetaveném kovu napětí vznikající při tuhnutí roztaveného kovu během ochlazování. Majumdar et al. [34] uvádí, že předejít vzniku těchto trhlín je velmi obtížné, protože přímý vliv na vznik trhlín má obsah hliníku ve svarovém kovu, řešením může být realizování pájeného

spoje. Guoqing et al. [35] uvádí jako možné řešení použít předeřev nebo dořev. Dohřev by měl mít dle Guoqinga et al. [35] větší vliv na zabránění vzniku trhlin ve svarovém kovu.

Různou fokusací svazku se nepodařilo zabránit vzniku intermetalických fází ani pórů. Fokusace má nepatrný vliv na objem roztaveného materiálu a na velikost TOO.

Dle Majumdara et al. [34] má přítomnost vyššího obsahu hliníku než 35 at. % negativní vliv na tvorbu trhlin. Promíchání hliníku a titanu ve svarovém kovu způsobuje vznik tvrdých a křehkých intermetalik, proto byly další vzorky svařeny s různým offsetem do slitiny 6061, aby bylo zabráněno negativním vlivům vznikajícím při promíchání obou kovů. Použitím offsetu alespoň 0,4 mm do slitiny 6061, bylo dosaženo pájeného spoje bez natavené slitiny Ti6Al4V a tím zabráněno vzniku intermetalických fází. Před aplikací předeřevu na vzorek svařovaný s vychýlením 0,5 mm do slitiny 6061 byla svařena série vzorků s rozdílným offsetem bez předeřevu, tyto vzorky byly metalograficky vyhodnoceny. Kvůli vzniku velkých pórů se nejhůře jevil vzorek 0,6. U vzorku 0,4 bylo objeveno velké množství trhlin pod hlavou svaru a na rozhraní mezi oběma slitinami. Ze vzorků s rozdílným offsetem se pro další zkoumání nejlépe jevil vzorek s vychýlením svazku 0,5 mm do slitiny 6061. Proto byl tento vzorek vybrán pro aplikaci předeřevu před svařením.

U vzorku na který byl aplikován předeřev před svařením, se objevují póry pouze v začátku svaru, což je v souladu s výsledky Majumdara et al. [34], který tvrdí, že předeřev může způsobit snížení porozity svaru. Trhliny se ve spoji objevují i přes použití předeřevu, podle Guoqinga et al. [35] by měl mít na zabránění tvorby trhlin větší vliv spíše dořev po svaření. Protože byl předeřev aplikován pouze na slitinu Ti6Al4V, došlo v matici k mikrostrukturním změnám. Z matrice tvořené fází α se pravděpodobně vyloučily jemné částice fáze β (viz. Obr. 5.36 b)).

Při vyhodnocování vzorku 0,4_2 pomocí SEM, byla na rozhraní mezi přetavenou slitinou 6061 a slitinou Ti6Al4V objevena přechodová vrstva „vrůstající“ ze slitiny 6061 do slitiny Ti6Al4V (viz. Obr. 5.20 b)). Tato vrstva má tloušťku menší než 1 μm , proto se nepodařilo zjistit její chemické složení. Detailně se vznikajícími vrstvami na rozhraní při svařování dvou různých kovů zabývají Chen et al. [3] a Vaidya et al. [31]. Chen et al. [3] zdokumentoval přechodovou vrstvu „vrůstající“ z přetavené hliníkové slitiny do nenatavené slitiny titanu, její morfologie je však velmi odlišná od morfologie vrstvy zdokumentované na vzorku 0,4_2. Podobná morfologie přechodové vrstvy byla publikována Vaidyaem et al. [31], kde vrstva „vrůstá“ ze slitiny Ti6Al4V do slitiny 6056 a má tloušťku v řádu jednotek μm (viz. Obr. 3.21). Tato vrstva byla identifikována jako TiAl_3 . Vaidya et al. [31] uvádí, že pravděpodobnou příčinou vzniku této přechodové vrstvy je peritektická reakce mezi titanem v tuhém stavu a hliníkem v tekutém stavu. Lze tedy předpokládat, že při vychýlení svazku 0,4 mm do slitiny 6061 nedošlo k natavení slitiny Ti6Al4V, ale přesto došlo k difuzi titanu do roztaveného kovu, avšak ne v takové míře aby vzniklo větší množství intermetalik. U vzorků s větším vychýlením svazku, už tato přechodová vrstva nebyla zjištěna.

Vytvořením profilů tvrdosti byla testována přítomnost tvrdých intermetalik v přetaveném kovu. U vzorků svařených bez offsetu profily tvrdosti jasně dokazují přítomnost tvrdých intermetalik, která vznikají ve svarech, kde došlo k natavení obou základních materiálů. Vytvořené profily tvrdosti i naměřené hodnoty tvrdosti souhlasí s výsledky Havlíka et al. [1]. Profily tvrdosti na vzorcích s rozdílným offsetem byly porovnány a souhlasí s výsledky publikovanými Songem et al. [33]. Song et al. [33] potvrzuje skokové snížení tvrdosti na rozhraní mezi slitinou Ti6Al4V a slitinou 6061, ve které je dále pozorováno mírné zvýšení tvrdosti na rozhraní mezi přetaveným kovem a základním materiálem. Dle Çama et al. [7] dochází na rozhraní přetaveného kovu a základního materiálu ke zvýšení tvrdosti o 10 až 20 % v základním materiálu, experiment toto tvrzení potvrzuje, u vyhodnocovaných vzorků

docházelo na tomto rozhraní ke zvýšení tvrdost přibližně o 18 %. Çam et al. [7] dále uvádí, že důvodem poklesu tvrdosti v přetaveném kovu je vypaření hořčíku v průběhu svařování a/nebo mikrostrukturní změny ve znovu ztuhlém kovu. Z toho důvodu byla dodatečně provedena bodová analýza chemického složení na vzorku 0,6_2 v blízkosti velkých pórů, ke zjištění zda došlo ke změně obsahu hořčíku v přetaveném kovu. Analýzou byl prokázán pokles obsahu hořčíku o přibližně 0,2 hm. % a pokles obsahu křemíku o přibližně 0,1 hm. % oproti chemickému složení základního materiálu (viz. Tab. 4.5).

Provedená liniová analýza chemického složení potvrdila výsledky zjištěné pomocí profilů tvrdosti na jednotlivých vzorcích. U vzorků které byly svařeny s rozdílnou fokusací, došlo k promíchání obou základních kovů a ve svaru vznikla nežádoucí intermetalika. V oblasti kde už nedošlo k natavení základního materiálu, potvrzují liniové analýzy přítomnost prvků obsažených v jednotlivých slitinách. U vzorků s rozdílným offsetem byla prokázána skoková změna chemického složení na rozhraní mezi přetaveným kovem a slitinou Ti6Al4V. I u vzorku 0,4_2 kde byla nalezena tenká intermetalická vrstva, došlo ke skokové změně chemického složení na rozhraní, protože intermetalická vrstva nemá dostatečnou tloušťku, aby mohla být spolehlivě detekována. Výsledky liniové analýzy jsou v souladu s výsledky publikovanými Havlíkem et al. [1], kde byla provedena liniová analýza na svaru, zhotoveného pomocí EBW, slitin 6061 a Ti6Al4V bez offsetu a s fokusací na povrch svařovaných vzorků.

Bodové analýzy chemického složení byly provedeny na vzorcích II a III k identifikaci vznikajících intermetalických fází. Výsledné fáze byly ze změřeného chemického složení určeny pomocí výsledků publikovaných Havlíkem et al. [1] a binárního fázového diagramu Al – Ti na Obr. 3.18. U vzorku II byly nalezeny drobné částice o velikosti do 10 μm i souvislé oblasti o velikosti přesahující 30 μm fáze Ti_3Al , dále oblasti TiAl o velikosti více jak 50 μm . U vzorku III byly identifikovány shluky drobných částic TiAl_3 a oblasti Ti_3Al o velikosti více jak 50 μm , na něž navazovaly oblasti TiAl přibližně stejné velikosti.

U vzorků s různým offsetem byla bodová analýza chemického složení provedena přímo v trhlínách nebo v jejich blízkosti, aby bylo zjištěno, zda trhliny iniciují nebo jdou po částicích vzniklých při tuhnutí přetaveného kovu. Pouze u vzorku 0,5+_3 byl na dvou místech naměřen zvýšený obsah kyslíku, jehož původ je neznámý. Částice vzniklé v přetaveném kovu mají složení odpovídající slitině 6061 se zvýšeným obsahem legujících prvků a nebyl prokázán vliv těchto částic na tvorbu trhlín.

7 Závěry

V literárním přehledu bylo zpracováno pojednání o základních principech svařování pomocí elektronového svazku (EBW), přípravě heterogenních svarových a pájených spojů a charakteristika materiálů použitých v experimentální části.

Pro účely této práce byly připraveny pomocí EBW heterogenní svarové spoje a pájené spoje ze slitiny titanu Ti6Al4V a hliníkové slitiny EN AW-6061 – T651, u kterých byl zkoumán vliv fokusace elektronového svazku (EB) na jakost svarového spoje a vliv vychýlení svazku (offsetu) na jakost pájeného spoje. V experimentální části je zdokumentována příprava vzorků pro svařování, resp. pájení, parametry svařování a metody vyhodnocování připravených svarů.

Zhotovené svarové spoje vykazovaly přítomnost velkých pórů a tvrdých a křehkých intermetalických fází, které působí negativně na kvalitu spoje. Přítomnost intermetalických fází byla prokázána profilem tvrdosti napříč svarem a bodovými a liniovými analýzami chemického složení. Z těchto důvodů se jevila příprava heterogenního svarového spoje titanové a hliníkové slitiny, jako nevhodná a bylo přikročeno ke zhotovení pájeného spoje. Dále byl určen vliv fokusace EB na šířku tepelně ovlivněné oblasti.

Pájené spoje byly zhotoveny s různým vychýlením EB od rozhraní mezi materiály do slitiny hliníku. Vznik pájeného spoje, tj. spoje kde došlo k natavení pouze jednoho ze základních materiálů, v tomto případě pouze slitiny hliníku, byl potvrzen naměřením profilu tvrdosti napříč spojem a provedením liniové analýzy chemického složení. Z důvodu přetavení pouze slitiny hliníku nevznikly ve spoji žádné intermetalické fáze, což bylo prokázáno bodovou analýzou chemického složení, provedenou na vybraných místech.

Z pájených spojů se nejhůře jevil spoj s vychýlením EB 0,6 mm do slitiny hliníku z důvodu vzniku velkých pórů v přetaveném kovu a vzniku trhlin v blízkosti rozhraní se slitinou titanu. Na rozhraní obou materiálů byla pozorována tenká přechodová vrstva intermetalických fází u spoje zhotoveného s vychýlením 0,4 mm od rozhraní mezi základními materiály.

Nejlépe se ze zkoumaných vzorků jevil vzorek s vychýlením 0,5 mm do slitiny hliníku, protože obsahoval nejméně pórů a trhliny na rozhraní přetavené slitiny hliníku a nenatavené slitiny titanu neměly kontinuální charakter. Proto byl s tímto vychýlením vytvořen další pájený spoj. Před samotným pájením byl na slitinu titanu aplikován předehřev. Ve výsledném spoji nevznikly ve středové části žádné póry a trhliny vznikly dále od rozhraní mezi materiály a nebyly navzájem propojené.

Bylo prokázáno, že zhotovením pájeného spoje lze zamezit vzniku nežádoucích intermetalických fází. Pájené spoje však stále obsahují vady negativně působící na jejich kvalitu, jedná se zejména o póry a trhliny. Dále bylo prokázáno, že použití předehřevu nemá velký vliv na zamezení vzniku trhlin.

Jednou z možností pro budoucí výzkum pájeného spoje těchto materiálu je ověření vlivu přítomnosti trhlin a pórů na mechanické vlastnosti spoje. Další možností může být svařování bez upnutí vzorků v pevném přípravku. Na základě literárních údajů by bylo vhodné ověřit vliv dohřevu na pájený spoj, nebo kombinace předehřevu a dohřevu.

8 Použitá literatura

- [1] HAVLÍK, P., J. KOUŘIL, R. FORET, I. DLOUHÝ, N. ENZINGER and Ch. WIEDNIG. Evaluation of Weldability of Titanium Alloy Ti-6Al-4V and Aluminum Alloy 6061 Produced by Electron Beam Welding. *Materials Science Forum* [online]. 2016, 714-719 [cit. 2017-03-15]. ISSN 1662-9752. Dostupné z: <http://bit.ly/2pqP2EC>
- [2] SAMBASIVA RAO, A., G. MADHUSUDHAN REDDY and K. S. PRASAD. Microstructure and tensile properties of dissimilar metal gas tungsten arc welding of aluminium to titanium alloy. *Materials Science and Technology* [online]. Leeds: Maney Publishing, 2014, **27**(1), 65-70 [cit. 2017-02-07]. ISSN: 0267-0836. Dostupné z: <http://bit.ly/2pXuhnh>
- [3] CHEN, S., L. LI, Y. CHEN and J. HUANG. Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. Amsterdam: Elsevier Science Publishers, 2011, 891-898 [cit. 2017-02-07]. ISSN: 09258388. Dostupné z: <http://bit.ly/2qVoXOR>
- [4] MICHNA, Š., I. LUKÁČ, V. OČENÁŠEK, R. KOŘENÝ, J. DRÁPALA, H. SCHNEIDER, A. MIŠKUFOVÁ a kol. *Encyklopedie hliníku*. Prešov: Adin, s. r. o., 2005, 722 s. ISBN: 80-89041-88-4.
- [5] LEYENS, C. and M. PETERS. *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications*. Chichester: John Wiley, 2003. ISBN: 3527305343.
- [6] HRIVŇÁK, I. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. Bratislava: Slovenská technická univerzita, 2009. Edícia vysokoškolských učebníc. ISBN: 978-80-227-3167-6.
- [7] ÇAM, G., V. VENTZKE, J. F. DOS SANTOS, M. KOÇAK, G. JENNEQUIN and P. GONTHIER-MAURIN. Characterisation of electron beam welded aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining* [online]. Leeds: Maney Publishing, 2013, **4**(5), 317-323 [cit. 2017-01-18]. ISSN: 1362-1718. Dostupné z: <http://bit.ly/2qWFHGt>
- [8] CALLISTER, W. D. *Materials science and engineering: an introduction*. 7th ed. New York: John Wiley&Sons, 2007. ISBN: 9780471736967.
- [9] ASKELAND, D. R., P. P. FULAY and W. J. WRIGHT. *The science and engineering of materials*. 6th ed. Stamford, CT: Cengage Learning, 2011. ISBN: 0495296023.
- [10] HLAVATÝ, I. *Teorie a technologie svařování (The Theory and Technology of Welding) - první multimediální publikace o svařování*. [on line]. VŠB – TU Ostrava, 2009, poslední revize 20. 10. 2013. [cit. 2017-01-18] ISBN: 978-80-248-2414-7. Dostupné z: <http://fs1.vsb.cz/~hla80>
- [11] KRAMÁR, T., L. KOLAŘÍK, P. VONDRUŠ, K. KOVANDA a J. MÁLEK. Elektronové svařování - perspektivní metoda pro speciální materiály. *MM Průmyslové spektrum: Příloha: Spojování a dělení materiálů*. Praha: Vogel Publishing, 2016, č. 1 a 2, 14-15. ISSN: 1212-2572.
- [12] ADAM, V., U. CLAUß, D. DOBENECK, T. KRÜSSEL and T. LÖWER. *Electron Beam Welding – The fundamentals of fascinating technology*. Burg: pro-beam AG & Co. KGaA, 2011, 98 s.

- [13] LIENERT, T. J., S. S. BABU, T. A. SIEWERT and V. L. ACOFF. *ASM Handbook: Welding Fundamentals and Processes*, vol. 6A. Materials Park OH: ASM International. 2011, 920 s.
- [14] SCHULTZ, H. *Electron beam Welding*. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd., 1993. ISBN: 1-85573-050-2.
- [15] ZOBAČ, M. *Řízení a diagnostika elektronového svazku pro pokročilé technologie*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 158 s. Vedoucí disertační práce prof. RNDr. Bohumila Lencová, CSc.
- [16] KALAISELVAN, K., N. M. NAGARAJAN and N. MATHIAZHAGAN. Laser Beam Welding of Ti/Al Dissimilar Thin Sheets - A Literature Review. *International Science Index* [online]. 2014, 8(10), 1767-1771 [cit. 2017-01-18]. Dostupné z: <http://bit.ly/2pfzuIg>
- [17] KRAUS, I. a J. FIALA. *Elementární fyzika pevných látek*. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2011. ISBN 978-80-01-04931-0.
- [18] ALFIERIA, V., F. CAIAZZOA and V. SERGI. Autogenous Laser Welding of AA 2024 Aluminium Alloy: Process Issues and Bead Features. *Procedia CIRP* [online]. 2015, 406-411 [cit. 2017-01-30]. ISSN: 22128271. Dostupné z: <http://bit.ly/2pfzKqW>
- [19] WESSEL, J. K. *Handbook of advanced materials: enabling new designs*. Hoboken, NJ: WileyInterscience, 2004. ISBN: 0471454753.
- [20] MATHERS, G. *The welding of aluminium and its alloys*. Boca Raton, FL: CRC Press/WoodheadPub., 2005. ISBN: 0849315514.
- [21] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN: 80-7204-248-3.
- [22] MAISONNETTE, D., M. SUERY, D. NELIAS, P. CHAUDET and T. EPICIER. Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering* [online]. Lausanne: Elsevier Sequoia, 2011, 2718-2724 [cit. 2017-02-07]. ISSN: 09215093. Dostupné z: <http://bit.ly/2pfvnfE>
- [23] SOO-SUNG, K., L. HAE-IN, L. DON-BAE, P. JONG-MAN and L. YOON-SANG. Fundamental Study of Electron Beam Welding of AA6061-T6 Aluminum Alloy for Nuclear Fuel Plate Assembly (II). *Korean Nuclear Society* [online]. 2013, 1(4), 383 [cit. 2017-01-18]. ISSN: 217-82-00453. Dostupné z: [1url.cz/BtT4b](http://url.cz/BtT4b)
- [24] FUJII, H., H. UMAKOSHI, Y. AOKI and K. NOGI. Bubble formation in aluminium alloy during electron beam welding. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. Amsterdam: Elsevier Science Publishers. 2004, 1252-1255 [cit. 2017-01-18]. ISSN: 09240136. Dostupné z: <http://bit.ly/2pqoN10>
- [25] ARATA, Y., K. TERAJ and S. MATSUDA. Study on Characteristics of Weld Defect and Its Prevention in Electron Beam Welding – Characteristics of Weld Porosities. *Transactions of JWRI* [online]. Japonsko: Osaka University. 1973, 2(1), 103-112 [cit. 2017-01-30]. ISSN: 0387-4508. Dostupné z: <http://bit.ly/2qNbIU9>

- [26] PEDERSON, R. *Microstructure and phase transformation of Ti-6Al-4V*. Lulea, 2002. Licentiate thesis. Lulea University of technology. Thesis supervisor prof. Richard Warren.
- [27] TSAI, C. J. and L. M. WANG. Improved mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy by electron beam welding process plus annealing treatments and its microstructural evolution. *Materials & Design* [online]. Reigate : Scientific and Technical Press. 2014, 587-598 [cit. 2017-03-15]. ISSN: 02613069. Dostupné z: <http://bit.ly/2qVmJzg>
- [28] WANG, S. and X. WU. Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy joints with electron beam welding. *Materials & Design* [online]. Reigate: Scientific and Technical Press 2012, 663-670 [cit. 2017-01-30]. ISSN: 02613069. Dostupné z: <http://bit.ly/2qVihQN>
- [29] KREIMEYER, M., F. WAGNER and F. VOLLERTSEN. Laser processing of aluminum-titanium-tailored blanks. *Optics and Lasers in Engineering* [online]. Amsterdam: Elsevier Science Publishers, 2005, **43**(9), 1021-1035 [cit. 2017-02-07]. ISSN: 01438166. Dostupné z: <http://bit.ly/2qVImAy>
- [30] LIEDL, G., A. KRATKY, M. MAYR and A. SALIGER. Laser Assisted Joining of Dissimilar Materials [online]. Prezentováno: IQCMEA-ICF-Processing, Performance and Failure Analysis of Engineering Materials. 2011, listopad 14-17; Luxor [cit. 2017-02-07]. Dostupné z: <http://bit.ly/2pqME0C>
- [31] VAIDYA, W. V., M. HORSTMANN, V. VENTZKE, B. PETROVSKI, M. KOÇAK, R. KOCIK and G. TEMPUS. Improving interfacial properties of a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications. *Journal of Materials Science* [online]. Norwell: Kluwer Academic Publishers, 2010, **45**(22), 6242-6254 [cit. 2017-01-30]. ISSN: 0022-2461. Dostupné z: <http://bit.ly/2q1EqxC>
- [32] TOMASHCHUK, I., P. SALLAMAND, E. CICALA, P. PEYRE and D. GREVEY. Direct keyhole laser welding of aluminum alloy AA5754 to titanium alloy Ti6Al4V. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. Amsterdam: Elsevier Science Publishers, 2015, 96-104 [cit 2017-01-30]. ISSN: 09240136. Dostupné z: <http://bit.ly/2qNuniz>
- [33] SONG, Z., K. NAKATA, A. WU and J. LIAO. Interfacial microstructure and mechanical property of Ti6Al4V/A6061 dissimilar joint by direct laser brazing without filler metal and groove. *Materials Science and Engineering* [online]. Lausanne: Elsevier Sequoia, 2013, 111-120 [cit. 2017-02-07]. ISSN: 09215093. Dostupné z: <http://bit.ly/2qVfJ5r>
- [34] MAJUMDAR, B., R. GALUN, A. WEISHEIT and B. L. MORDIKE. Formation of a crack.free joint between Ti alloy and Al alloy by using a high-power CO₂ laser. *Journal of Materials Science* [online]. Norwell: Kluwer Academic Publishers **32**(23), 6191-6200 [cit. 2017-03-15]. ISSN 00222461. Dostupné z: <http://bit.ly/2pXtt1M>
- [35] GUOQING, Ch., Z. BINGGANG, L. WEI and F. JICAI. Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys. *Intermetallics* [online]. Amsterdam: Elsevier Science Publishers, 2011, **19**(12), 1857-1863 [cit. 2017-03-15]. ISSN: 09669795. Dostupné z: <http://bit.ly/2qViDqR>

Seznam použitých zkratk

Zkratka	Vysvětlení
BCC	Kubická prostorově středěná mřížka (<i>Body Centered Cubic</i>)
CP – Ti	Komerčně čistý titan (<i>Commercial Pure</i>)
EB	Elektronový svazek (<i>Electron beam</i>)
EBW	Svařování elektronovým svazkem (<i>Electron beam welding</i>)
EDX, EDS	Energiově disperzní spektroskopie (<i>Energy dispersice X-ray spectroscopy</i>)
FCC	Kubická plošně středěná mřížka (<i>Face Centered Cubic</i>)
GP-zóny	Guinierovy-Prestonovy zóny
HCP	Hexagonální těsně uspořádaná mřížka (<i>Hexagonal close packed</i>)
MIG/MAG	Svařování v prostředí inerčního/aktivního plynu (<i>metal inert/activ gas</i>)
Nd:YAG	Yttrium Aluminium Granát ($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$) dopovaný ionty neodymu (Nd^{3+})
PVD	Fyzikální depozice z plynné fáze (<i>Physical Vapour Deposition</i>)
SEM	Rastrovací elektronová mikroskopie (<i>Scanning electron microscopy</i>)
SM	Světelná mikroskopie
TEM	Transmisní elektronová mikroskopie
TOO	Tepelně ovlivněná oblast
TZ	Tepelné zpracování
WIG/TIG	Wolfram/Tungsten inert gas

Seznam použitých symbolů

Symbol	Jednotka	Vysvětlení
α, β	-	Tuhý roztok
γ	Hz	Frekvence pomocné vlny
at. %	-	Atomové procento
A	%	Tažnost
d_p	mm	Hloubka průniku svazku
E_k	J	Kinetická energie
E_0, E_1, E_2	eV	Energetické hladiny
hm. %	-	Hmotnostní procento
I_B	mA	Proud svazku
KV	J	Nárazová práce
m_e	kg	Hmotnost elektronu
offset	mm	Vychýlení EB nebo laseru
OP-S	-	Oxidická leštící suspenze SiO_2
P	kW	Výkon EB
q_e	C	Náboj elektronu
R_e	MPa	Mez kluzu
R_m	MPa	Mez pevnosti
t : b	-	Poměr tloušťky a šířky svaru
U_A, U_B	kV	Urychlovací napětí
v	$\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$	Rychlost svařování

Seznam obrázků

Obrázek	Popis
Obr 3.1	Části svarového spoje.
Obr 3.2	Kavita vznikající při svařování v režimu <i>keyhole</i> a jevy provázející interakci elektronů s kovem.
Obr 3.3	Jednotlivá stádia svařování v režimu <i>keyhole</i> .
Obr. 3.4	Hlavní části zařízení pro EBW.
Obr. 3.5	Defekty svarů v porovnání se správně provedeným svarem.
Obr. 3.6	Varianty oscilace elektronového svazku. b_a = amplituda oscilace; b_p = šířka oscilace
Obr. 3.7	Hodnoty tloušťky svarů, kterých může být dosaženo u oceli jako funkce energie svazku a rychlosti svařování.
Obr. 3.8	Princip svařování laserem
Obr. 3.9	Základní sestava laserového zařízení
Obr. 3.10	Schéma rovnovážného diagramu binárních slitin hliníku
Obr. 3.11	Změny $R_{p0,2}$ u slitiny AA6061 v průběhu umělého stárnutí při různých teplotách.
Obr. 3.12	Mikrostruktura po umělém stárnutí (T6) podél směru $\langle 100 \rangle$.
Obr. 3.13	Vliv svařování na pevnost a tvrdost slitiny zpracované za studena.
Obr. 3.14	Mikrostruktura slitiny Ti-6Al-4V (fotografie ze SEM). Žluté šipky označují fázi α a zelené fázi β .
Obr. 3.15	Rozložení prvků pro různé druhy oscilace EB. a) kruhová; b) lineární
Obr. 3.16	Mikrostruktura svarového kovu slitiny Ti-6Al-4V, svařeno pomocí EBW s různými parametry: a) $I_B = 50$ mA $v = 900$ mm·min ⁻¹ kruhová oscilace svazku; b) $I_B = 40$ mA $v = 600$ mm·min ⁻¹ lineární oscilace svazku; c) $I_B = 40$ mA $v = 300$ mm·min ⁻¹ lineární oscilace svazku; d) $I_B = 30$ mA $v = 300$ mm·min ⁻¹ bez oscilace svazku.
Obr. 3.17	Mikrotvrdost svarů (z Obr. 3.16) ze slitiny Ti-6Al-4V.
Obr. 3.18	Binární fázový diagram Ti – Al
Obr. 3.19	Makropohled na Ti6Al4V/AA5754 svar (a) offset 0,2 mm do Ti6Al4V; (b) bez offsetu; (c) offset 0,2 mm do AA5754
Obr. 3.20	Různé fáze vyskytující se v Ti/Al svaru v různých místech
Obr. 3.21	Morfologie rozhraní Ti/Al a vyznačení reakční zóny (<i>reaction zone</i>)
Obr. 3.22	Rozhraní Ti/Al v pájeném spoji s přídatným materiálem.
Obr. 3.23	Porovnání profilů mikrotvrdosti pro dvě hodnoty offsetu laserového svazku.
Obr. 4.1	Univerzální komorové zařízení Pro-Beam EBG 60-150 K26.
Obr. 4.2	Snímky výchozích struktur základního materiálu slitiny Ti6Al4V při různém zvětšení. (c) s vyznačením fází α a β
Obr. 4.3	Snímky výchozích struktur základního materiálu slitiny 6061 při různém zvětšení.
Obr. 4.4	Titanový (Ti6Al4V) a hliníkový (6061) plech před svařením.
Obr. 4.5	Svar slitin Ti6Al4V a 6061 (vzorek II), šipka ukazuje směr svařování. a) horní část svaru; b) kořen svaru
Obr. 4.6	Znázornění míst odběru vzorků.

Obr. 5.1	Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0 v naleptaném stavu
Obr. 5.2	Detailní snímky trhlin ve svaru u vzorku 0_1.
Obr. 5.3	Profil tvrdosti vzorku 0_3.
Obr. 5.4	Makro pohled na vzorek II_B a detaily jednotlivých částí svaru.
Obr. 5.5	Profil tvrdosti vzorku II_A.
Obr. 5.6	Detailní snímky trhlin ve svaru u vzorku II.
Obr. 5.7	Výsledky liniové EDS analýzy vzorku II_C.
Obr. 5.8	Místa bodových EDS analýz na vzorku II_A.
Obr. 5.9	Makro pohled na vzorek III_C a detaily jednotlivých částí svaru.
Obr. 5.10	Profil tvrdosti vzorku III_D.
Obr. 5.11	Místa provedení bodové EDS analýzy na vzorku III_A.
Obr. 5.12	Výsledky liniové EDS analýzy vzorku III_A.
Obr. 5.13	Závislost šířky oblasti přetaveného kovu a TOO na fokusaci.
Obr. 5.14	Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0,4 v naleptaném stavu.
Obr. 5.15	Mikrostruktura jednotlivých částí spoje vzorku 0,4_3.
Obr. 5.16	Profil tvrdosti vzorku 0,4_2.
Obr. 5.17	Detailní snímky trhlin ve svaru u vzorku 0,4.
Obr. 5.18	Výsledky liniové EDS analýzy vzorku 0,4_2.
Obr. 5.19	Místa provedení bodové EDS analýzy na vzorku 0,4_2.
Obr. 5.20	Snímky ze SEM vzorku 0,4_2. a) detail trhliny na rozhraní svarového kovu a slitiny Ti6Al4V; b) detail rozhraní svarového kovu a slitiny Ti6Al4V; c) detail mikrostruktury základního materiálu Ti6Al4V
Obr. 5.21	Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0,5 v neleptaném stavu.
Obr. 5.22	Makro pohled na vzorek 0,5_3 a detaily jednotlivých částí svaru.
Obr. 5.23	Profil tvrdosti vzorku 0,5_2.
Obr. 5.24	Výsledky liniové EDS analýzy vzorku 0,5_2.
Obr. 5.25	Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0,6 v naleptaném stavu.
Obr. 5.26	Mikrostruktura jednotlivých částí spoje vzorku 0,6_3.
Obr. 5.27	Profil tvrdosti vzorku 0,6_1.
Obr. 5.28	Mikrostruktura rozhraní mezi ztuhlým kove slitiny 6061 a slitinou Ti6Al4V pod hlavou svaru.
Obr. 5.29	Snímky ze SEM vzorku 0,6_1. a) detail trhliny u rozhraní svarového kovu a slitiny Ti6Al4V; b) detail rozhraní svarového kovu a slitiny Ti6Al4V
Obr. 5.30	Snímky makrostruktur jednotlivých částí vzorku 0,5+ v naleptaném stavu.
Obr. 5.31	Mikrostruktura jednotlivých částí spoje vzorku 0,5+_3.
Obr. 5.32	Profil tvrdosti vzorku 0,5+_3.
Obr. 5.33	Mikrostruktura rozhraní mezi ztuhlým kove slitiny 6061 a slitinou Ti6Al4V pod hlavou svaru.
Obr. 5.34	Výsledky liniové EDS analýzy vzorku 0,5+_3.
Obr. 5.35	Místa provedení bodové EDS analýzy na vzorku 0,5+_3.
Obr. 5.36	Snímky ze SEM vzorku 0,5+_3. a) detail rozhraní svarového kovu a slitiny Ti6Al4V; b) detail struktury slitiny Ti6Al4V po přehřevu; c) detail trhliny u rozhraní svarového kovu a slitiny Ti6Al4V

Seznam tabulek

Tabulka	Popis
Tab. 3.1	Přehled nejpoužívanějších metod svařování
Tab. 3.2	Porovnání technických parametrů svařování elektronovým svazkem a laserem
Tab. 3.3	Slitiny ke tváření systém značení a charakteristika
Tab. 3.4	Vlastnosti α , $\alpha + \beta$ s β Ti slitin
Tab. 4.1	Seznam vytvořených svarů.
Tab. 4.2	Předepsané chemické složení (hm. %) slitiny Ti6Al4V.
Tab. 4.3	Chemické složení (hm. %) slitiny Ti6Al4V uvedené výrobcem.
Tab. 4.4	Předepsané chemické složení (hm. %) slitiny 6061.
Tab. 4.5	Chemické složení (hm. %) použité slitiny 6061 zjištěné EDS analýzou.
Tab. 4.6	Použité parametry svařování.
Tab. 4.7	Použité parametry broušení, leštění a dočištění vzorků.
Tab. 5.1	Výsledky bodové EDS analýzy na vzorku II_A. (at. %)
Tab. 5.2	Výsledky bodové EDS analýzy na vzorku III_A. (at. %)
Tab. 5.3	Výsledky bodové EDS analýzy na vzorku 0,4_2. (at. %)
Tab. 5.4	Výsledky bodové EDS analýzy na vzorku 0,5+ 3. (at. %)